

Langsame Rißausbreitung
in spröden Werkstoffen im Biegeversuch

von

Friedrich Wilhelm Kleinlein

Erlangen 1980



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41546209_0027

Langsame Rißausbreitung in spröden Werkstoffen im Biegeversuch

Dem Fachbereich Ingenieurwissenschaften

der Universität Erlangen-Nürnberg

zur Erlangung des Grades

DOKTOR - INGENIEUR



vorgelegt

von

Friedrich Wilhelm Kleinlein

Erlangen 1980



Als Dissertation genehmigt vom
Fachbereich Ingenieurwissenschaften
der Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der Einreichung: 6.5.1980

Tag der Promotion: 19.8.1980

Dekan: Prof. Dr. H. Niemann

Berichterstatter: Prof. Dr. B. Ilschner

Prof. Dr. F. Kerkhof, Freiburg i.Br.

Inhaltsverzeichnis

Seite

1	Einleitung	1
2	Bemerkungen zum Stand der Literatur	2
3	Bruchmechanik des Biegeversuchs	6
3.1.1	Nachgiebigkeit bei durchgehender, gerader RiB-front	6
3.1.2	Nachgiebigkeit spitzgekerbter Proben	9
3.2	Kriterien zur Erzielung eines langsamen Bruch-verlaufs	10
3.2.1	Kriterium der minimalen Durchbiegung	10
3.2.2	Erweitertes Nakayama'sches Kriterium	11
3.2.3	Aus dem Verlauf der Energiefreisetzungsrates abgeleitete Kriterien	14
3.2.3.1	Biegeversuch bei konstantgehaltener Einspan-nung	14
3.2.3.1.1	Optimierung der Probengeometrie	16
3.2.3.2	Biegeversuch bei konstanter Prüfgeschwindig-keit	19
3.2.3.2.1	Zusammenhang zwischen RiBgeschwindigkeit und Registriereschwindigkeit	23
3.2.3.2.2	RiBgeschwindigkeit bei Werkstoffen mit kon-stantem RiBwiderstand	25
3.2.3.3	Stabile-langsame-unterkritische-instabile RiBausbreitung	26
3.2.4	Iteratives Verfahren zur Erzielung langsamer RiBausbreitung	27
3.3	Einfluß der Versuchsführung auf die Bestim-mung von Bruchkenngrößen	27
3.3.1	Effektive spezifische Brucharbeit γ_F	28
3.3.2	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor K_{Ic}	29
3.3.2.1	Zur Problematik der K_{Ic} -Bestimmung an Werk-stoffen mit unterkritischer RiBausbreitung	29
3.3.2.2	Einfluß der AnfangsriBlänge	31
3.3.2.3	Einfluß der Prüfgeschwindigkeit	34
3.3.2.4	Einfluß der Maschinennachgiebigkeit	35
3.3.2.5	Einfluß eines unterschiedlichen RiBausbrei-tungsverhaltens	36
3.3.2.6	Vorschlag zu einer verbesserten Charakterisie-rung des Bruchwiderstands	39
3.4	Experimentelle Methodik	41
3.4.1	Biegeapparatur und Definition der Meßgrößen	42
3.4.2	Ermittlung des wahren Kraft-Durchbiegungs-Diagramms	44
3.4.3	Bestimmung der RiBlänge aus der Nachgiebigkeit	46
3.4.4	Bestimmung der Maschinennachgiebigkeit und der RiBgeschwindigkeit	47
3.4.5	Rechnergestützte Auswertung	49
3.4.6	Genauigkeit des Verfahrens	50
4	Experimentelle Durchführung	53
4.1	Probenmaterial	53
4.1.1	Herstellung der Al_2O_3 -Stäbchen	53
4.1.2	Herstellung der Prüfkörper	54
4.2.1	Bruchversuche mit mechanischem Maschinen-antrieb	54

4.2.2	Bruchversuche mit hydraulischem Antrieb	55
4.3	Begleitende Messungen zur Charakterisierung der Werkstoffe	56
4.3.1	Dichte und Porosität	56
4.3.2	Dynamische Messung der elastischen Konstanten	56
4.3.3	Gefügeanalyse und Fraktographie	59
5	Ergebnisse und Diskussion	61
5.1	Allgemeine Charakterisierung der untersuchten Werkstoffe	61
5.2	Ergebnisse der Rißausbreitungsversuche	62
5.2.1	Fensterglas	62
5.2.2	Siliziumnitrid	63
5.2.3	Porzellan	65
5.2.4	Hartmetall	66
5.2.5	Aluminiumoxid	70
5.2.5.1	Lucalox	70
5.2.5.2	Al_2O_3 + 2 % Cr_2O_3	73
5.2.5.3	reines, selbsthergestelltes Al_2O_3	73
5.2.5.4	reines Aluminiumoxid, Hersteller ³ Fa. Feldmühle	76
5.3	Vergleich der unterschiedlichen Rißausbreitungsverhalten	81
5.4	Schlußbemerkung	85
6	Zusammenfassung	86
7	Anhang	87

1 Einleitung

Keramische Werkstoffe, insbesondere hochreine Oxid- und Sonderkeramiken, gewinnen zunehmend an technischer Bedeutung. Lag diese bisher vor allem in den elektrischen und optischen Eigenschaften, der chemischen Resistenz gegenüber aggressiven Reagenzien sowie einem hervorragenden Verschleißverhalten begründet, so sind gegenwärtige Bestrebungen darauf gerichtet, auch mechanisch stark beanspruchte Bauteile aus diesen Werkstoffen herzustellen. Die gegenüber Metallegierungen wesentlich höheren Einsatzgrenztemperaturen würden dann beispielsweise bei der Verwendung in Wärmekraftmaschinen einen höheren Wirkungsgrad erzielen lassen.

Die bekannte Sprödigkeit dieser Materialien erweist sich als größtes Hindernis bei der Erreichung der gesteckten Ziele: So erniedrigen schon sehr kleine Risse die Festigkeit von Bauteilen. Verschärfend tritt hinzu, daß selbst bei Belastungen, die weit unterhalb einer durch sofortiges katastrophales Versagen gekennzeichneten Grenze liegen, eine oft als unterkritisch bezeichnete Ausbreitung günstig orientierter Risse zu beobachten ist: Bei dieser Belastung würde innerhalb endlicher Zeit eine Zerstörung des Bauteils eintreten. Die Untersuchung der langsamen Rißausbreitung gewinnt dadurch zentrale Bedeutung für die Beurteilung des Festigkeitsverhaltens derartiger Werkstoffe. Dies spiegelt sich in einer zunehmenden Anzahl von Arbeiten auf diesem Gebiet wider. Trotz dieser verstärkten Forschungstätigkeit sind die grundlegenden Mechanismen der Rißausbreitung selbst bei Raumtemperatur noch weitgehend unbekannt; für den eigentlichen Einsatzbereich dieser Werkstoffe sind teilweise noch nicht einmal entsprechende Messungen durchgeführt worden.

Ein starkes Hilfsmittel zur Untersuchung dieser Bruchvorgänge stellt die Bruchmechanik dar, die es erlaubt, im Rahmen der linearen Elastizitätstheorie von der Probengröße unabhängige Materialkennwerte - falls überhaupt vorhanden - zu ermitteln. Untersuchungen der langsamen Rißausbreitung an keramischen Werkstoffen wurden bisher im wesentlichen an zwei Typen von Prüfkörpern durchgeführt, der DCB- und vor allem in letzter Zeit an der DT-Probe /1/. Von der bei wesentlich geringerem Volumen einfacher herzustellenden Biegeprobe sind dagegen noch

keine detaillierten Untersuchungen bekannt geworden, es wurde sogar bezweifelt /2/, daß derartige Messungen überhaupt möglich wären. Demgegenüber ist schon vor Jahren über die direkte Bestimmung der zum vollständigen, langsamen Durchbrechen gekerbter Biegeproben erforderliche Brucharbeit berichtet worden /3/. Allerdings zeigten spätere Messungen einen bisher ungeklärten Einfluß der Versuchsführung /4/.

Die bruchmechanische Analyse des Biegebruchversuchs sowie die sich daraus ergebenden Konsequenzen für die Ermittlung von Bruchkenngrößen stellen einen Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit dar. Ein weiterer beinhaltet die Beschreibung eines neuartigen Verfahrens, das die quasikontinuierliche Ermittlung des Reißwiderstands und auch der Reißausbreitungsgeschwindigkeit im Biegeversuch ermöglicht. Abschließend werden die damit erzielten Ergebnisse diskutiert, die an einer Reihe von spröden Werkstoffen ermittelt worden sind.

2 *Bemerkungen zum Stand der Literatur*

Eine erschöpfende Literaturübersicht über den Stand der Bruchforschung im allgemeinen und den Gegebenheiten bei keramischen Werkstoffen im besonderen würde wegen der Flut der Veröffentlichungen eine eigene Arbeit ergeben. Es sollen deswegen nur einige dem Autor als wesentlich erscheinende Punkte betrachtet werden.

Die Beschreibung des Sprödbruchs mit Mitteln der Bruchmechanik geht auf Griffith /5/ zurück. In seinem kontinuumsmechanischen Modell eines belasteten Risses war der Beginn der Reißausbreitung durch die Anwendung des Energieerhaltungssatzes bestimmt: die bei einer infinitesimalen Reißverlängerung δa freiwerdende mechanische Energie, die sich aus der Arbeit der äußeren Kräfte und der in der Probe elastisch gespeicherten Energie zusammensetzt, ist im Griffith-Gleichgewicht genau gleich der aufzuwendenden Brucharbeit. In der Schreibweise der Bruchmechanik wird dies durch die Gleichung

$$\dot{G} = 2\gamma \quad (1)$$

symbolisiert, wobei $\dot{G}$ die Energiefreisetzungsrates des Systems

Probe plus äußere Kräfte und γ die spezifische Oberflächenenergie ist. Sih /6/ hat darauf hingewiesen, daß dieses γ eine makroskopische Größe ist, die von der mikroskopischen spezifischen Oberflächenenergie γ_0 zu unterscheiden ist. Auch in Hinblick auf Ergebnisse an spröden metallischen Werkstoffen erscheint es sinnvoll, diese Schwierigkeit von vorneherein zu vermeiden durch die Einführung des Rißwiderstands R , der - bei Rißausbreitung - durch

$$G = R \quad (2)$$

definiert ist und mit γ formal gemäß $R = 2\gamma$ verknüpft wäre /7/. Als wesentlicher Unterschied zwischen R und γ ist anzumerken, daß γ eine auf die neugeschaffene Oberfläche bezogene Größe darstellt, während der Rißwiderstand auch alle dissipativen Prozesse in einem Volumenbereich um die Rißspitze umfaßt.

Die Tatsache, daß sich Risse mit unterschiedlicher Geschwindigkeit ausbreiten können, hat sich in einigen für das Verständnis wichtigen Arbeiten niedergeschlagen. Unter der Annahme, daß der Rißwiderstand R konstant bleibt, hat Berry /8/ für einfache Belastungsfälle berechnet, daß der bei $G > R$ in kinetische Energie umgewandelte Energieüberschuß infolge der Massenträgheit zu einer oberen Grenze der Rißgeschwindigkeit führt, die bei einem Bruchteil der Schallgeschwindigkeit in der Probe liegt.

In einer neueren, ebenfalls auf der Kontinuumsmechanik fußenden Arbeit haben Eftis und Liebowitz /9/ gezeigt, daß bei der Behandlung der Rißausbreitung als irreversiblen Prozeß selbst die spezifische Oberflächenenergie keine konstante Größe mehr sein kann, vielmehr, bei einfachsten Annahmen, vom Quadrat der Rißgeschwindigkeit abhängen wird.

Auf völlig anderem Weg kommt Lawn /10/ zu einem ähnlichen Ergebnis: in seiner atomistischen Theorie der Rißausbreitung in einem Einkristall verwendet er die auf Thomson et al. /11/ zurückgehende Erkenntnis, daß die spezifische Oberflächenenergie γ_0 mit der Periode des Kristallgitters variieren muß. Rißausbreitung ist dann ein mechanisch und thermisch aktivierbarer Vorgang ähnlich der Versetzungsbewegung. Für Belastungen nahe dem Griffith-Gleichgewicht ergibt sich bei Lawn ein exponentieller Zusammenhang zwischen der Rißgeschwindigkeit $\dot{a}$ und der

Energiefreisetzungsrates $\dot{G}$. Dieses intrinsische Verhalten ist zu unterscheiden von der bekannten durch chemische Reaktion mit dem umgebenden Medium beeinflussten Rißausbreitung, die als Spannungsrißkorrosion bezeichnet wird.

Von Pollet und Burns /12/ wurde schließlich eine allgemeine Darstellung angegeben, die auf der thermodynamischen Reaktionsraten Theorie basiert und eine nicht nur formale Ähnlichkeit zur Beschreibung mechanischer Kriechvorgänge /13/ aufweist.

In polykristallinem Material ergibt sich als erste Schwierigkeit die Tatsache, daß der Riß nicht mehr in einer ebenen Fläche liegt, sondern bei interkristallinem Bruch den Korngrenzen, bei transkristallinem Bruch den Spaltflächen statistisch orientierter einzelner Körner folgt. Alleine aus den damit verbundenen Winkeländerungen der lokalen Rißflächen sowie der durch die Kristallstruktur bedingten Orientierungsabhängigkeit der spezifischen Oberflächenenergie ist verständlich, daß sich ein Riß lokal diskontinuierlich ausbreitet, was beispielsweise die Analyse der Schallemission beim Rißfortschritt bestätigt /14/. Makroskopisch gemessene Rißgeschwindigkeiten sind deshalb immer Mittelwerte über Bereiche, in denen die lokale Rißgeschwindigkeit in Extremfällen zwischen Null und Bruchteilen der Schallgeschwindigkeit variieren kann. Anstelle der wahren Rißlänge a^* und der wahren Bruchoberfläche A^* können in der Regel nur deren Projektionen a bzw. A in eine mittlere Ebene ausgemessen werden, die wahre Bruchoberfläche ist also immer größer als A .

In Anbetracht dieser Schwierigkeiten ist es nicht verwunderlich, daß bis jetzt kein Ansatz bekannt geworden ist, die gemessenen Abhängigkeiten zwischen Rißgeschwindigkeit und Rißwiderstand durch ein strukturelles Modell zu beschreiben. Selbst bei Vernachlässigung des Geschwindigkeitseinflusses, also der Charakterisierung des Bruchverhaltens durch einen einzigen Wert, der oft als Bruchwiderstand K_{IC} bezeichnet wird, sind nur erste Ansätze zu einer mikroskopischen Theorie bekannt geworden /15/. Diese gehen davon aus, daß sich im Bereich um die Rißfront Mikrorisse gebildet haben, die ähnlich der plastischen Zone bei duktilen Werkstoffen /16/ einen gewissen Spannungsabbau ermöglichen. Ein kritischer Belastungszustand wäre demnach erreicht, wenn diese Dissipationszone eine kritische Größe erreicht hat und der

Riß sich infolgedessen "sehr schnell ausbreitet".

Diesen theoretischen Problemen stehen eine Reihe von zumindest unvollständig verstandenen experimentellen Ergebnissen gegenüber. Diese beginnen bei der relativ groben Charakterisierung eines unterkritischer Rißausbreitung fähigen Werkstoffs durch die Größe K_{IC} , dem Bruchwiderstand oder kritischen Spannungsintensitätsfaktor. Nach Griffith sollte dieser Wert den Beginn der Rißausbreitung kennzeichnen, also bei $\dot{a} \approx 0$ gemessen werden. Der allgemeinen Übung nach wird K_{IC} jedoch als eine den Einsatz "katastrophaler Rißausbreitung" beschreibende Größe verstanden. Bis jetzt gab es kein Verfahren, welches über die bei der K_{IC} -Messung vorhandene Rißgeschwindigkeit Auskunft gegeben hätte, selbst eine Normvorschrift, die zum Beispiel zu einer bestimmten Prüfkörpergeometrie eine entsprechende Prüfgeschwindigkeit fordert, ist nicht bekannt.

Die über die Irwin-Gleichung

$$2\gamma_{IC} = G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} (1-\nu^2) \quad (3)$$

mit K_{IC} verknüpfte Größe γ_{IC} wird von Davidge /4/ als die spezifische Brucharbeit der Rißeinleitung bezeichnet. Dies ist insofern irreführend, als bei Lawn /17/ unter Rißeinleitung die Entwicklung eines mikroskopischen zu einem makroskopischen Riß verstanden wird, der dann mit den Mitteln der Bruchmechanik beschreibbar ist. In seinen Messungen ging Davidge jedoch immer von makroskopischen Anfangsrissen aus.

Eine noch undurchsichtigere Größe ist die effektive spezifische Brucharbeit γ_F , die aus der direkten Bruchenergiemessung in einem kontrollierten Biegebruchexperiment ohne Inanspruchnahme der Bruchmechanik bestimmt wird. Diese Größe, im angelsächsischen Sprachbereich als "work of fracture" bezeichnet, wird unter anderem als von der Anfangsrißlänge abhängig gefunden /4/ und kann etwa bei Al_2O_3 zwei- bis dreimal größer als γ_{IC} sein, wogegen dieselben Autoren an Glas und PMMA $\gamma_F < \gamma_{IC}$ messen. In /18/ weist Davidge darauf hin, daß γ_F eine über den gesamten Bruchverlauf mittelnde Größe ist, deren Abhängigkeit

von der Anfangsrißlänge durch unterschiedliche Rißgeschwindigkeiten bedingt sei, was aus den Gesamtdauern der jeweiligen Experimente ersichtlich ist.

Messungen der momentanen Rißgeschwindigkeit und des Rißwiderstands während der Rißausbreitung im Biegeversuch sind bisher nicht bekannt geworden.

3 Bruchmechanik des Biegeversuchs

3.1.1 Nachgiebigkeit bei gerader, durchgehender Rißfront

Die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) geht davon aus, daß das zu untersuchende Material bis zum Bruch makroskopisch ein linear elastisches Verhalten zeigt, das wegen der ebenfalls vorausgesetzten Isotropie durch den Elastizitätsmodul E und die Poisson'sche Querkontraktionszahl ν hinreichend beschrieben wird. In rißbehafteten Proben sind die Volumenanteile, die unter höchster Belastung stehen, relativ klein und auf den Bereich um die Rißfront beschränkt, so daß die mikroskopisch vorhandenen Abweichungen vom Hooke'schen Gesetz nicht ins Gewicht fallen. Das mechanische Verhalten einer solchen Probe kann deshalb durch die Nachgiebigkeit C beschrieben werden, welche definiert ist durch

$$s = C \cdot P \quad . \quad (4)$$

P bedeutet dabei die belastende Kraft, s die in Kraftrichtung gemessene gegenseitige Verschiebung der Kraftangriffspunkte, so daß die bei der Kraft P in der Probe elastisch gespeicherte Energie durch

$$U_e = \frac{1}{2} C P^2 \quad (5)$$

bestimmt ist. Wenn sich in einer solchen Probe der Riß infinitesimal um da verlängert, so ist die freiwerdende Energie, die sich aus der Arbeit $P \cdot ds$ der äußeren Kräfte und der Änderung der elastischen Probenenergie zusammensetzt, durch $G \cdot B \cdot da$ gegeben, wobei B die Länge der Rißfront, im allgemeinen identisch mit der Probenbreite, und G die Energiefreisetzungsrate oder Rißausbreitungskraft ist. Es gilt die Beziehung:

$$G = \frac{P^2}{2B} \frac{dC}{da} \quad . \quad (6)$$

Irwin /19/ hat gezeigt, daß der das Spannungsfeld in einem Bereich um die Rißspitze beschreibende Spannungsintensitätsfaktor K_I mit der Energiefreisetzungsrates gemäß

$$G = \frac{K_I^2}{E} (1-\nu^2) \quad (3a)$$

verknüpft ist (ebener Verformungszustand; für den ebenen Spannungszustand (ESZ) entfällt der Klammerausdruck ^{*}). Während zur Bestimmung von G gemäß Gl.6 die elastischen Konstanten bekannt sein müssen, wird K_I nur durch die wirkende Kraft P und die Geometrie der Probe bestimmt; für die Vierpunktbiegeprobe (s. Abb.1) gilt (/20/):

$$K_I = \frac{3}{2} P \frac{1-\nu}{B W^2} \sqrt{a} Y(a/W) \quad (7)$$

Y ist dabei eine nur von der relativen Rißlänge $X = a/W$ abhängige Korrekturfunktion /20/, W bedeutet die Höhe der Probe und stellt gleichzeitig die maximale Rißlänge dar, l und e bezeichnen den Abstand der äußeren bzw. der inneren Schneiden.

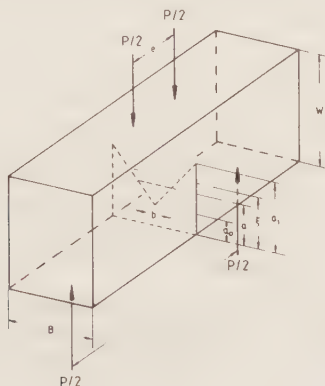


Abb. 1: Schematische Darstellung der Vierpunktbiegeprobe, gezeichnet für Spitzkerb mit trapezförmiger Rißfront.

Im Normalfall gerader Rißfront gilt $b = B$.

^{*}) Im folgenden wird, soweit nicht anders vermerkt, stets der Belastungsmodus I betrachtet. Bei G wurde der Index weggelassen.

Die physikalische Bedeutung von γ ergibt sich aus der Betrachtung der Nachgiebigkeit: eine Probe ohne RiB besitzt gemäß der elementaren Biegetheorie *) die Nachgiebigkeit

$$C_0 = \frac{(1-e)^2(1+2e)}{48W^3E} \quad . \quad (8)$$

Mit zunehmender RiBlänge wird die Probe weicher, das heißt die Nachgiebigkeit nimmt zu:

$$C = C_0 \cdot \{1 + \delta Z(X)\} \quad . \quad (9)$$

δ ist eine im wesentlichen geometriebestimmte Konstante

$$\delta = \frac{18(1-\nu^2)W}{1+2e} \quad , \quad (10)$$

während man für Z durch Einsetzen von (6) und (7) in (3a) findet:

$$\frac{dZ}{dX} = \gamma^2 X \quad (11)$$

bzw.

$$Z(X) = \int_0^X \gamma^2 X' dX' \quad (12)$$

$\gamma^2 X$ ist also ein Maß für die Nachgiebigkeitsänderung $\frac{dC}{dX}$.

Die Korrekturfunktion γ wird in /20/ für den Bereich

$0 \leq X \leq 0,6$ durch das Polynom

*) Berücksichtigt man, wie in der Auswertung geschehen, den Einfluß der Scherkräfte /21/, so erhält man

$$C^L = C_0 + \frac{\kappa}{2} \frac{1-e}{EW} (1+\nu) \quad . \quad (8a)$$

Der Scherkorrekturfaktor κ wird bei Lubahn zu $\kappa=3/2$ angegeben, während nach Szabo /22/ $\kappa=6/5$ eine bessere Abschätzung sein sollte; letzteres bestätigen Messungen des Schwingungsspektrums von Biegeschwingungen, s.4.3.2 .

$$Y_S = \sum_{i=0}^4 A_i \cdot X^i \quad (13)$$

mit $A_0 = 1,99$, $A_1 = -2,47$, $A_2 = 12,97$, $A_3 = -23,17$ und $A_4 = 24,8$ angegeben, während für den Bereich $0,5 \leq X < 1,0$ Wilson /23/ die Funktion

$$Y_W = \frac{3,99}{6,00} X^{-1/2} (1-X)^{-3/2} \quad (14)$$

bestimmt hat. Man kann zeigen, daß bei $X = 0,562745$ beide Funktionen und deren Ableitungen um weniger als 0,02 % voneinander abweichen, so daß bei diesem Wert ein "stetiger und differenzierbarer" Übergang von einer zur anderen Funktion möglich ist. Für $Z(X)$ erhält man im Bereich kleiner Rißlängen

$$Z_S(X) = \sum_{i=2}^{10} B_i \cdot X^i \quad (12a)$$

mit $B_2 = 1,980$, $B_3 = -3,277$, $B_4 = 14,430$, $B_5 = -31,258$, $B_6 = 63,564$, $B_7 = -103,363$, $B_8 = 147,520$, $B_9 = -127,692$, $B_{10} = 61,504$. Für $X > 0,562745$ ergibt sich

$$Z_W(X) = \frac{15,9201}{72,0} (1-X)^{-2} - 0,30205 \quad (12b)$$

Diese Funktionen wurden von Schuhbauer /24/ experimentell bestätigt.

3.1.2 Nachgiebigkeit spitzgekerbter Proben

Für bestimmte Fälle ist es nützlich, die bruchmechanischen Eigenschaften von Biegeproben zu kennen, deren Rißfront nicht gerade, sondern trapezförmig ist /25/. Nach Bluhm /26/ kann man die zugehörige Nachgiebigkeit berechnen gemäß

$$C(X) = C_0 \cdot (X_1 - X_0) / \left\{ \frac{X - X_0}{1 + \delta Z(X)} + \int_{X_0}^{X_1} \frac{kd(\xi/w)}{1 + \delta Z(\xi/w)} d\xi \right\} \quad (13)$$

Bezeichnungen siehe Abb.1. Unter der Annahme eines konstanten

Werts von k kann das Integral im Bereich der Wilson'schen Funktion analytisch gelöst werden, man erhält dafür Gl.14:

$$\int_x^{x_1} \frac{k d(\xi/w)}{1+\delta Z(\xi/w)} = \frac{k}{q} \{x_1 - x - \sqrt{p/q} (\arctan \frac{x_1-1}{\sqrt{p/q}} - \arctan \frac{x-1}{\sqrt{p/q}})\}$$

mit $p = 0,22111$, $q = 1 - 0,30205$ für $0,5 \leq x_0 \leq x \leq x_1 < 1$.

3.2 Kriterien zur Erzielung eines langsamen Bruchverlaufs

3.2.1 Kriterium der minimalen Durchbiegung

Ein sprödes Werkstück, das keine zu großen Risse aufweist, wird bei zunehmender Belastung plötzlich, das heißt mit einer extrem schnellen Zunahme der Rißgeschwindigkeit von Null auf Werte im Bereich der Schallgeschwindigkeit brechen. Will man die Rißausbreitung im Stadium relativ kleiner Rißgeschwindigkeiten $\dot{a} < 10^{-2}$ m/s untersuchen, so ist zunächst nach den Kriterien zu fragen, deren Erfüllung Voraussetzung für die Erzielung langsamer Rißausbreitung ist. Experimentell ist bekannt /27/, daß in weggesteuerten Prüfmaschinen bei möglichst geringer Maschinennachgiebigkeit die Rißausbreitung umso "stabiler" *) wird, je größer die Anfangsrißlänge gewählt wird. Virkar und Gordon /2/ haben für ein Material mit konstantem Rißwiderstand gezeigt, daß die Durchbiegung der Probe bei der Belastung $Q = R$ in Abhängigkeit von der Rißlänge a ein Minimum durchläuft, die zugehörige Rißlänge werde als $a(s_{\min})$ bezeichnet. Für $a_0 < a(s_{\min})$ soll der Bruchverlauf teilweise oder ganz instabil sein, während für $a_0 > a(s_{\min})$ stabile Rißausbreitung vorausgesagt wird. Für die Vierpunktbiegeprobe ergibt sich aus (6) und (9) für die Durchbiegung

$$s = C_0 \cdot \{1 + \delta Z(x)\} \left\{ \frac{2BWR}{C_0 \delta Y^2 x} \right\}^{1/2} \quad (15)$$

und für das Minimum von s die Gleichung

$$2\delta Y^2 x - \{1 + \delta Z(x)\} \left(2 \frac{dY}{dX} + \frac{1}{X} \right) = 0 \quad (16)$$

*) siehe 3.2.3.3

Im Bereich der Wilson'schen Funktion kann eine analytische Lösung

$$X(s_{\min}) = 1 - \frac{0,27149}{\sqrt{1/\delta - 0,30205}} \quad (17)$$

angegeben werden.

Dieses Kriterium ignoriert den Einfluß der Maschinennachgiebigkeit C_M , ist also nur auf ideale Maschinen mit $C_M = 0$ anwendbar.

3.2.2 Erweitertes Nakayama'sches Kriterium

In einer der ersten Arbeiten über den kontrollierten Biegebruchversuch hat Nakayama /3/ eine andersartige, qualitative Abschätzung angegeben. Er ging davon aus, daß die zu Beginn der Rißausbreitung in Probe und Maschine elastisch gespeicherte Energie auf jeden Fall kleiner als die zum vollständigen Brechen der Probe erforderliche Brucharbeit U_F sein müsse. Die elastische Energie schätzte er mit der Bruchspannung σ_F der Probe und den Nachgiebigkeiten von Probe und Maschine gemäß (5) ab, die Brucharbeit war durch

$$U_F = 2 A \cdot \gamma_F \quad (18)$$

gegeben, wobei A die Fläche des zu brechenden Querschnitts und γ_F die schon erwähnte effektive spezifische Brucharbeit bedeuten. γ_F wird experimentell aus einem kontrollierten Bruchversuch ermittelt. Dies bedeutet, daß dieses Kriterium nur iterativ anwendbar ist.

In der Diskussion weist Nakayama darauf hin, daß ihm die Abhängigkeit der Probennachgiebigkeit von der Rißlänge nicht bekannt ist, vermutet aber einen Verlauf des Energieüberschusses $\Delta U = U_e - U_F$ mit der Rißlänge a , der mit den eigenen Rechnungen qualitativ völlig übereinstimmt, siehe Abb.2. Insbesondere haben diese Kurven ein Minimum, das nach Nakayama die Grenze zwischen stabiler und instabiler Rißausbreitung kennzeichnet.

Diese minimale Rißlänge $a(\Delta U_{\min})$ läßt sich berechnen, wenn die Rißlängenabhängigkeit der Probennachgiebigkeit gemäß (9)

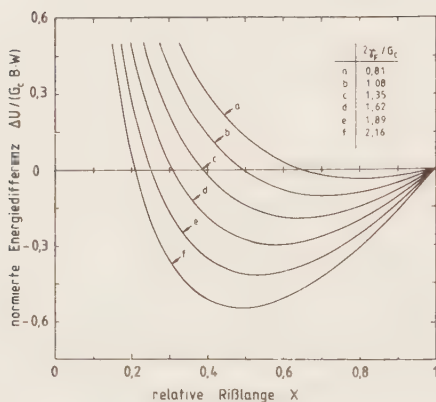


Abb. 2

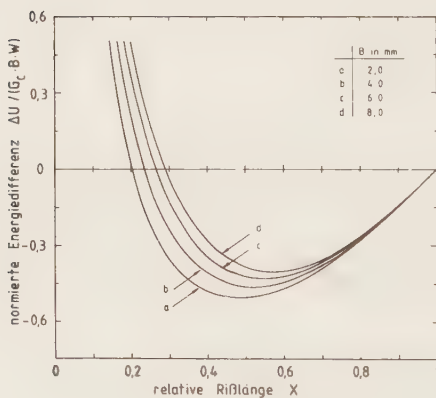


Abb. 3

Abbn. 2 und 3 : Abhängigkeit des Energieüberschusses ΔU von der beim Bruch vorliegenden Rißlänge gemäß Gl.20 in normierter Darstellung. In Abb. 2 ist $2\gamma_F / G_c$ Scharparameter, Abb. 3 zeigt den Einfluß der Probenbreite B .

berücksichtigt und der Beginn der Rißausbreitung durch einen kritischen Wert $\dot{G}_c$ der Energiefreisetzungsrate charakterisiert werden. Für den Energieüberschuß ergibt sich zunächst

$$\Delta U = \frac{1}{2} C_0 \cdot \{1 + \delta Z(X) + \alpha\} \cdot p_{\max}^2 - 2\gamma_F BW(1-X) \quad (19)$$

und mit

$$\dot{G}_c = \frac{p_{\max}^2}{2BW} C_0 \delta \gamma^2 X \quad (6a)$$

erhält man schließlich

$$\frac{\Delta U}{\dot{G}_c BW} = \frac{1 + \delta Z(X) + \alpha}{\delta \gamma^2 X} - \frac{2\gamma_F}{\dot{G}_c} (1-X) \quad (20)$$

Dabei wurde die Abkürzung $\alpha = C_M/C_0$ verwendet.

In Abbn. 2 und 3 sind jeweils eine Schar solcher $\Delta U(X)$ -Kurven eingetragen. Die Energiedifferenz ΔU wurde auf $\dot{G}_c BW$ normiert, also auf die sich aus $\dot{G}_c$ und dem gesamten Querschnitt BW erreckende Brucharbeit. Für Abb. 2 wurde das Verhältnis $2\gamma_F/\dot{G}_c$ zwischen 0,8 und 2,2 variiert. Es zeigt sich erwartungsgemäß, daß zunehmendes γ_F bei konstantem $\dot{G}_c$ ein tieferes und bei kleineren X -Werten liegendes Minimum, also einen größeren Bereich mit stabiler Rißausbreitung ermöglicht *). In Abb. 3 ist der Einfluß der Probenbreite B dargestellt, der wegen der Proportionalität $\alpha \propto B$ auch als Effekt unterschiedlicher Maschinennachgiebigkeit (bei festem C_0) interpretiert werden kann. Eine abnehmende Probenbreite bedeutet demnach bei ansonsten konstanten Bedingungen eine Verschiebung des Minimums zu kleineren Rißlängen hin und resultiert in einem vergrößerten Bereich, in dem stabile Rißausbreitung möglich ist. Würde man die Maschinennachgiebigkeit C_M als Scharparameter wählen, so ergäbe sich die Forderung nach mög-

*) Ebenso wie in Abb. 3 wurde für die Maschinennachgiebigkeit C_M eine dem Experiment entsprechende schwache Abhängigkeit von P berücksichtigt, die jedoch keinen gravierenden Einfluß auf den Kurvenverlauf ausübt. Für α ergibt sich bei $C_0 = 0,159 \text{ µm/N}$ dann $\alpha \approx 1$; weiterhin wurde $\delta = 1,22$ gewählt.

lichst steifen Maschinen.

Das Minimum des Verlaufs $\Delta U - X$ wird durch die folgende Gleichung 21 bestimmt:

$$1 - \frac{1 + \delta Z(X) + \alpha}{\delta Y^2 X} \left\{ \frac{2}{Y} \frac{dY}{dX} + \frac{1}{X} \right\} + \frac{2Y_F}{g_c} = 0 \quad (21)$$

Wiederum im Bereich der Wilson'schen Funktion lautet die explizite Lösung:

$$X(\Delta U_{\min}) = 1 - \frac{0,27149}{\sqrt{1 + \alpha/\delta - 0,30205}} \cdot \left\{ \frac{4Y_F}{g_c} - 1 \right\}^{1/2} \quad (22)$$

Der erweiterte Nakayama'sche Ansatz geht offenbar von einem Material aus, das keinen konstanten RiBwiderstand zeigt, da ja im allgemeinen $2Y_F \neq g_c$ anzunehmen ist. Trotzdem stellt die Forderung $X_0 \geq X(\Delta U_{\min})$ nur ein globales Kriterium dar, da erstens bei der Bestimmung von Y_F über den gesamten Bruchverlauf gemittelt und zweitens über die Rate, mit der die zum weiteren Brechen erforderliche Energie angeliefert wird, keine Aussage gemacht wird.

3.2.3 Aus dem Verlauf der Energiefreisetzungsrate abgeleitete Kriterien

Ein lokales Kriterium läßt sich in der Schreibweise der Bruchmechanik durch die Beziehung $\dot{G} \leq R$ darstellen, das heißt in keiner Phase der RiBausbreitung darf die Energiefreisetzungsrate $\dot{G}$ den RiBwiderstand R übertreffen. Aus (6) läßt sich zunächst ablesen, daß, da im allgemeinen dC/dX eine mit der RiBlänge wachsende Funktion ist, mit einer kraftgeregelten Prüfmaschine nur unter sehr einschränkenden Voraussetzungen (der Bruchverlauf muß vorher schon bekannt sein!) eine langsame RiBausbreitung erzielbar ist.

3.2.3.1 Biegeversuch bei konstantgehaltener Einspannung

In weggeregelten Maschinen wird nicht unmittelbar die Verschiebung s der Krafteinleitungspunkte an der Probe einem vorgegebenen Versuchsprogramm gemäß ausgeregelt. Vielmehr ent-

hält die Regelgröße noch Anteile aus der elastischen Verformung der Maschine, die zu einer Nachgiebigkeit C_M zusammengefaßt werden sollen. Dann gilt für den zu regelnden Gesamtweg s_{ges}

$$s_{ges} = (C + C_M) \cdot P = C_0 \cdot (1 + \delta Z(X) + \alpha) \cdot P \quad . \quad (23)$$

Einsetzen in (6) liefert

$$\mathcal{G} = \frac{s_{ges}^2}{C_0^2 \cdot \{1 + \delta Z(X) + \alpha\}^2} \cdot \frac{C_0}{2B\omega} \cdot \delta Y^2 X \quad . \quad (24)$$

Es sollen nun zwei unterschiedliche Versuchsabläufe behandelt werden, als erster der Fall, daß bei Erreichen eines Werts $\mathcal{G} = \mathcal{G}_0$, bei dem gerade Rißausbreitung beginnt, die Maschine gestoppt, der Gesamtweg also konstantgehalten wird. In zweiten Fall wird eine konstante Prüfgeschwindigkeit $v_T \neq 0$ vorgegeben.

Wenn bei $\mathcal{G} = \mathcal{G}_0$ die Maschine angehalten wird, so läßt sich der zugehörige Gesamtweg $s_{ges} = s_0$ durch $\mathcal{G}_0$ und die relative Anfangsrißlänge X_0 ausdrücken und man erhält:

$$\frac{\mathcal{G}}{\mathcal{G}_0} = \frac{\delta Y^2 X}{\{1 + \delta Z(X) + \alpha\}^2} \cdot \frac{\{1 + \delta Z(X_0) + \alpha\}^2}{\delta Y^2 X_0} \quad (25)$$

Diesen Verlauf der Energiefreisetzungsrate mit wachsender Rißlänge zeigt Abb.4, wobei als Parameter der Kurven unterschiedliche Anfangsrißlängen gewählt worden sind. Beginnend bei $\mathcal{G} = \mathcal{G}_0$ steigt die Energiefreisetzungsrate an, durchläuft ein Maximum und fällt für $X \rightarrow 1$ auf Null ab. Der Wert des Maximums liegt umso höher, je kleiner X_0 gewählt wird, die zugehörige Rißlänge $X(\mathcal{G}_{max})$ bleibt jedoch konstant, solange α und δ unverändert sind.

Die mathematische Bedingung für das Maximum liefert

$$\frac{2}{Y} \frac{dY}{dX} + \frac{1}{X} - \frac{2\delta Y^2 X}{1 + \delta Z(X) + \alpha} = 0 \quad (26)$$

und ergibt im Wilson-Bereich

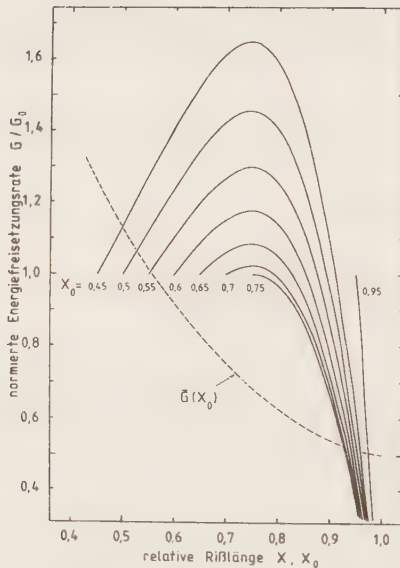


Abb. 4: Abhängigkeit der Energiefreisetzungsrate von der Rißlänge bei fester Einspannung für unterschiedliche Anfangsrißlängen, $\delta = 1,03$, $\alpha \approx 1$. Die gestrichelte Linie stellt gemäß Gl.42 den Einfluß der Anfangsrißlänge auf den Mittelwert $\bar{G}$ dar.

$$X(\mathcal{G}_{\max}) = 1 - \frac{0,27149}{\sqrt{1/\delta + \alpha/\delta - 0,30205}} \quad (27)$$

Der Vergleich von (27) mit (17) und (22) zeigt, daß im allgemeinen $X(\Delta U_{\min}) < X(\mathcal{G}_{\max})$ und $X(s_{\min}) < X(\mathcal{G}_{\max})$ gilt. Für $2\gamma_F = \mathcal{G}_c$ wird $X(\Delta U_{\min}) = X(\mathcal{G}_{\max})$, und ist darüber hinaus noch $\alpha = 0$, so sind alle drei Werte gleich.

3.2.3.1.1 Optimierung der Probengeometrie

Den Einfluß des Parameters α auf den Verlauf der Energiefreisetzungsrate zeigt Abb.5. Mit zunehmendem α steigt das Maximum von $\mathcal{G}$ zu immer höheren Werten an, $X(\mathcal{G}_{\max})$ verschiebt sich

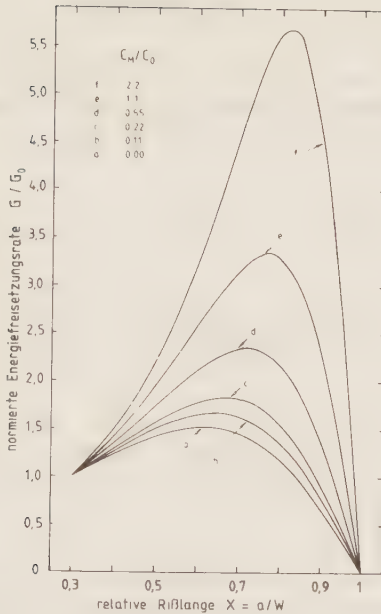


Abb. 5: Einfluß des Verhältnisses Maschinen- zu Probennachgiebigkeit auf den Verlauf der Energiefreisetzungsrate, $\delta = 1,25$, $X_0 = 0,3$.

zu größeren Rißlängen, so daß das Experiment zunehmend instabiler ausfallen muß. In Übereinstimmung mit der Erfahrung ist bei fester Probengeometrie und gegebenem Material eine möglichst harte Maschine, $C_M \rightarrow 0$ oder, bei vorhandener Maschine eine möglichst große Probennachgiebigkeit C_0 zu fordern. Da jedoch auch der Parameter δ in die Überlegungen mit einzubeziehen ist, liegt ein Optimierungsproblem vor, das im Bereich der Wilson'schen Funktion wieder analytisch behandelt werden kann. Ausgangspunkt ist (27); mit der Abkürzung

$$\varepsilon = 1/\delta + \alpha/\delta = \frac{1}{18(1-\nu^2)} \cdot \left\{ \frac{1+2e}{w} + \frac{48w^2 EC_M}{(1-e)^2} \right\}$$

erhält man die Form

$$X(G_{\max}) = 1 - \frac{0,27149}{\sqrt{\epsilon - 0,30205}} \quad (27a)$$

Für einen möglichst kleinen Wert von $X(G_{\max})$ muß ϵ minimal werden. Dazu sind kleine Werte von BEC_M und e dienlich. Die verbleibenden Größen werden durch die Forderung

$$\Delta \epsilon = \left| \frac{\partial \epsilon}{\partial W} \right| \Delta W + \left| \frac{\partial \epsilon}{\partial l} \right| \Delta l = 0 \quad (29)$$

zu

$$W = \frac{1}{2} \left[\frac{(1-e)^2 (1+2e)}{BEC_M} \right]^{1/3} \quad (30)$$

und zu

$$1-e = 2 W \cdot \sqrt[3]{BEC_M} \quad (31)$$

bestimmt. Für $e = 0$, dies entspricht formal der Dreipunktbiegung, sind beide Gleichungen identisch. Da zur Erzielung des konstanten Biegemoments bei Vierpunktbiegung im allgemeinen $e \geq 2W$ gefordert wird, ist (31) vorzuziehen und man erhält damit für die optimale Anfangsrißlänge X^*

$$X^* = 1 - \frac{0,27149}{\left[\frac{\sqrt[3]{BEC_M} + e/W}{6(1-v^2)} - 0,30205 \right]^{1/2}} \quad (32)$$

Für $e = 2W$ und $v = 0,2$ zeigt Abb.6 den Zusammenhang zwischen X^* und BEC_M . Einschränkend ist folgendes zu bemerken: für sehr steife Maschinen und nachgiebige Proben kann $\sqrt[3]{BEC_M}$ in die Größenordnung von Eins oder darunter kommen. Unabhängig von einer damit möglicherweise verbundenen Verletzung der Bedingung $X^* \geq 0,5$ (Wilson-Bereich) führt (31) dann zu zu kleinen Hebelarmen.

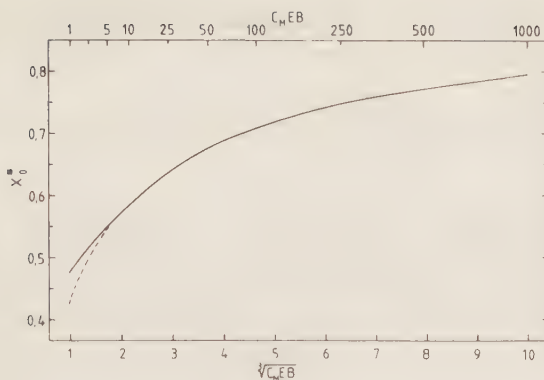


Abb. 6: Abhängigkeit der optimalen Anfangsrißlänge (bei konstantem Rißwiderstand) vom Produkt aus Maschinennachgiebigkeit, Probenbreite und E-Modul. Der gestrichelte Verlauf ergibt sich bei Verwendung der Wilson'schen Funktion für $x < 0,562745$.

3.2.3.2 Biegeversuch bei konstanter Prüfgeschwindigkeit

Die Analyse des Verlaufs der Energiefreisetzungsrates bei konstanter Einspannung lieferte ohne nähere Kenntnis über das Bruchverhalten des zu untersuchenden Materials einige grundlegende Ergebnisse, die auch für den Fall einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von Bedeutung sein werden. Bei dieser der experimentellen Praxis entsprechenden Versuchsführung wird auch die Frage des zeitlichen Ablaufs der Rißausbreitung eingehend behandelt.

Ausgangspunkt ist wiederum die Gleichung (23) für den Gesamtweg. Konstante Prüfgeschwindigkeit v_T heißt dann $s_{ges} = v_T t + s_0$, wobei t die Zeit bedeutet *).

*) Aus didaktischen Gründen und in Hinblick auf eine spätere numerische Integration wurde $s_0 \neq 0$ gewählt. Für $s_0 = 0$ ergäbe sich im folgenden der kürzere Ausdruck

$$G = \frac{(v_T t)^2 \delta \gamma^2 x}{2 B W C_0 \{1 + \delta Z(x) + \alpha\}^2} \quad (33a)$$

mit $x \geq x_0$ und $t \geq t_0$.

Zur Zeit $t = 0$ soll wie oben $G = G_0$ und damit $s_{ges} = s_0$ erreicht sein. Durch analoge Rechenoperationen wie diejenigen, welche zu (25) geführt haben, erhält man

$$\frac{G}{G_0} = \frac{\delta Y^2 X}{\{1 + \delta Z(X) + \alpha\}^2} \cdot \left(\frac{\{1 + \delta Z(X_0) + \alpha\}^2}{\delta Y^2 X_0} + 2Dv_T t + D^2(v_T t)^2 \right) \quad (33)$$

mit $D = (2BWC_0 G_0)^{-1/2}$, für $X \geq X_0$. G hängt somit von der Zeit und der Rißlänge ab. Die Abweichungen gegenüber (25) treten vor allem bei kleinen Rißgeschwindigkeiten auf, bei denen sich X wenig, t jedoch stark ändert. Im Bereich großer Rißgeschwindigkeiten dominiert der nur rißlängenabhängige Vorfaktor, die Klammer kann in erster Näherung als konstant betrachtet werden, so daß hier ein der Gl. 25 völlig ähnlicher Verlauf zu erwarten ist.

Die Größen X und t sind nicht voneinander unabhängig, sondern über die relative Rißgeschwindigkeit $\dot{X}$ miteinander verknüpft gemäß

$$X(t) = \int_0^t \dot{X} dt' \quad (34)$$

Weitergehende Aussagen über den Bruchverlauf können nur bei bestimmten Annahmen über das Rißausbreitungsverhalten des betreffenden Werkstoffs gemacht werden.

Für eine Reihe von Werkstoffen wurde experimentell gefunden, daß bei konstanten Umgebungsbedingungen im Bereich der Rißfront ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit $\dot{a}$ und Rißwiderstand R besteht. Während theoretische Überlegungen /12/ zu einer exponentiellen Verknüpfung führen, hat sich in der experimentellen Praxis eine Beschreibung gemäß einem Potenzgesetz etwa der Form $\dot{a} = A K_I^n / 1/$ bzw. in der Schreibweise mit dem Rißwiderstand

$$\dot{a} = \dot{a}_0 \left\{ \frac{R}{R_0} \right\}^{n/2} \quad (35)$$

eingebürgert. Für die weiteren Überlegungen ist jedoch nur die Eindeutigkeit der Verknüpfung von Bedeutung.

Unter der Voraussetzung $\mathcal{G} = R$, wenn kinetische Energien also keine Rolle spielen, kann (33) in (35) eingesetzt werden, und man erhält die Integralgleichung

$$\dot{x}(t) = \dot{x}_0 \int_0^t \left\{ \frac{\mathcal{G}}{\mathcal{G}_0}(x, t') \right\}^{n/2} dt' \quad (34a)$$

Die Integralgleichung kann numerisch gelöst werden. Dazu sind zunächst $\dot{a}_0$ und R_0 , die beiden voneinander abhängigen Konstanten in (35), hinreichend klein zu wählen (Eine exakte Randbedingung wie $\dot{a} = 0$ ist für das numerische Verfahren aus Gründen der vorhandenen Rechengenauigkeit nicht erforderlich). Beginnend mit den Startwerten $x = x_0$, $t = 0$ und $\mathcal{G} = \mathcal{G}_0$ wird dann für ein vorgegebenes Inkrement Δx aus $\dot{x}$ ein Δt ermittelt und über (33) und (35) ein neuer Rißgeschwindigkeitswert bestimmt. Die im folgenden zu diskutierenden $\mathcal{G}(x)$ -Kurven wurden berechnet unter Verwendung von Konstanten^{*}), die an einem HP-Si₃N₄ ermittelt worden sind, s.5.2.2.

Abb.7 zeigt $\mathcal{G}(x)$ -Kurven mit denselben Parametern wie in Abb.4, nun aber für eine Prüfgeschwindigkeit $v_T = 0,5 \mu\text{m}/\text{min}$ entsprechend $0,833 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$. Der Vergleich mit Abb.4 ergibt, daß trotz der sehr niedrigen Prüfgeschwindigkeit die Maximalwerte von $\mathcal{G}$ wesentlich höher liegen als zuvor. Die Lage des Maximums ist bei kleinen Anfangsrißlängen nahezu unverändert, steigt aber bei großen x_0 -Werten mit diesen an. Der schon bei der Diskussion von (33) angedeutete Effekt der von Null verschiedenen Prüfgeschwindigkeit läßt im Bereich der Anfangsrißlänge die Energiefreisetzungsrates fast senkrecht ansteigen; erst bei größeren Rißgeschwindigkeiten ergibt sich eine deutliche Rißverlängerung. Dies bedingt natürlich, daß es keine

^{*}) $\dot{a}_0 = 10^{-8} \text{ m/s}$, $R_0 = 44,4 \text{ J/m}^2$, $n = 37$. Mit $B = 3,5 \text{ mm}$, $W = 4,0 \text{ mm}$, $l = 45 \text{ mm}$, $e = 10 \text{ mm}$, $E = 311 \text{ GN/m}^2$ und $v = 0,257$ ergibt sich $C = 0,2857 \mu\text{m}/\text{N}$ und $\delta = 1,035$. Die gesamte Maschinennachgiebigkeit wurde experimentellen Ergebnissen entnommen, die eine Kraftabhängigkeit gemäß

$$C_M = 0,041 \mu\text{m}/\text{N} + \frac{0,7744 \mu\text{m}/\sqrt{\text{N}}}{\sqrt{P}}$$

zeigten. Da bei jedem Integrationsschritt auch P gemäß (6) berechnet wurde, konnte dies berücksichtigt werden.

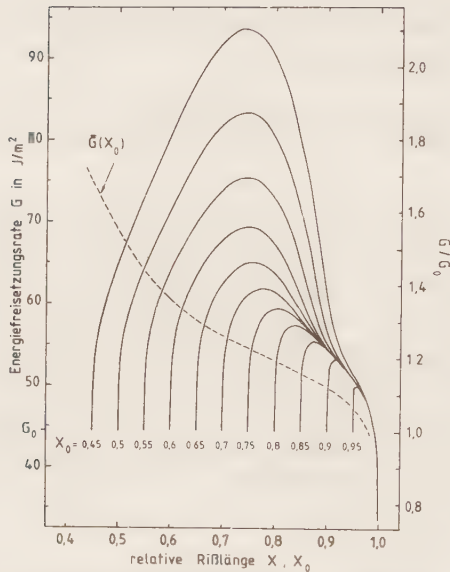


Abb.7: Abhängigkeit der Energiefreisetzungsrate von der Rißlänge bei konstanter Prüfgeschwindigkeit für unterschiedliche Anfangsrißlängen. Die gestrichelte Linie gibt den Verlauf des Mittelwerts $\bar{G}$ mit der Anfangsrißlänge wieder. ($v_T = 0,5 \mu\text{m/min}$, übrige Parameter s. Fußnote S.21)

Anfangsrißlänge X_0 mehr gibt, bei der G nur noch kleiner wird wie beispielsweise in Abb.4 für $X_0 = 0,75$. Der zweite wesentliche Unterschied zum Verlauf bei $v_T = 0$ zeigt sich in der Schulter im abfallenden Bereich von G . Der Anfangswert G_0 wird erst bei relativen Rißlängen in der Nähe von 1 unterschritten *).

In Abb.8 ist der Einfluß der Prüfgeschwindigkeit dargestellt. Bemerkenswert ist die starke Überhöhung des $G(X)$ -Verlaufs gegenüber der zu $v_T = 0$ gehörigen gestrichelt eingetragenen Kurve selbst bei der kleinsten Prüfgeschwindigkeit üblicher Prüfmaschinen. (weitere Diskussion siehe 3.3).

*) Wegen des verwendeten Materialgesetzes (35) stimmt der Verlauf der Rißgeschwindigkeit völlig mit dem G -Verlauf überein, wenn anstelle des linear geteilten G -Maßstabs eine passend logarithmisch geteilte $\dot{a}$ - Ordinate gewählt wird.

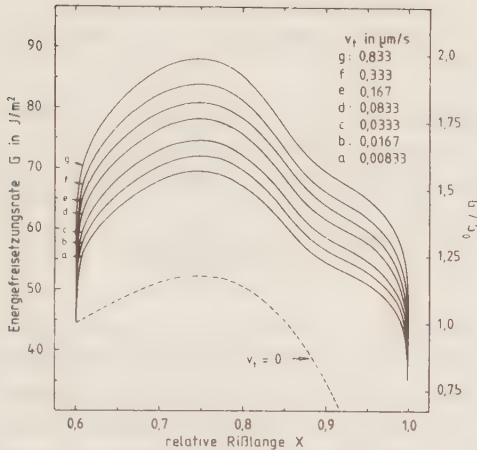


Abb.8: Einfluß der Prüfgeschwindigkeit auf den Verlauf der Energiefreisetzungsrates. Die Markierungspfeile geben für $v_T > 0$ gleichzeitig den Punkt maximaler Kraft an. ($X_0 = 0,6$, übrige Parameter siehe Fußnote S.21).

3.2.3.2.1 Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Registriergeschwindigkeit

Für den folgenden Abschnitt 3.2.4 sowie für die experimentelle Durchführung von Biegebruchversuchen ist eine Abschätzung des Zusammenhangs zwischen Riß- und Registriergeschwindigkeit von Bedeutung. Die experimentelle Bestimmung von Rißwiderstand und Rißgeschwindigkeit (s.3.4) setzt voraus, daß die Änderungen von Kraft und Weg während der Rißausbreitung hinreichend genau gemessen, das heißt registriert werden können. Für eine Versuchsführung, bei der der gemessene Weg gleichzeitig Regelgröße der Maschine ist (s.4.3.2), stellt die maximal mögliche Registriergeschwindigkeit für die Kraft die begrenzende Größe dar.

Die begrenzte Kraftänderungsgeschwindigkeit $\dot{P}$ bedingt eine obere Grenze für die beobachtbare Rißgeschwindigkeit. Durch differenzieren von

$$s_{ges} = s_0 + v_T t = C_0 \cdot \{1 + \delta Z(X) + \alpha\} P \quad (23a)$$

erhält man

$$v_T = \{C_0 \cdot \{1 + \delta Z(X) + \alpha\} + P \frac{dC_M}{dP}\} \cdot \dot{P} + C_0 P \delta Y^2 X \cdot \dot{X} \quad (36)$$

Darin ist die Abhängigkeit der Maschinennachgiebigkeit von der Kraft in erster Näherung vernachlässigbar, das gleiche gilt für v_T , worauf in 3.2.3.2 schon hingewiesen wurde. Somit findet man

$$\dot{X} \approx - \frac{1}{P} \dot{P} \frac{1 + \delta Z(X) + \alpha}{\delta Y^2 X} \quad (37)$$

Für Werkstoffe, die einen eindeutigen Zusammenhang zwischen $\dot{a}$ und R aufweisen, wurde in 3.2.3.2 gezeigt, daß die maximale Rißgeschwindigkeit in guter Näherung bei der relativen Rißlänge $X(\dot{G}_{\max})$, Gl.27, auftritt. Die zugehörige Kraft P läßt sich wie folgt abschätzen: Durch Lösen der Integralgleichung (34a) für unterschiedliche Exponenten n lassen sich die in Abb.9 dargestellten Verläufe für die Kraft P über der relativen Rißlänge X bestimmen.

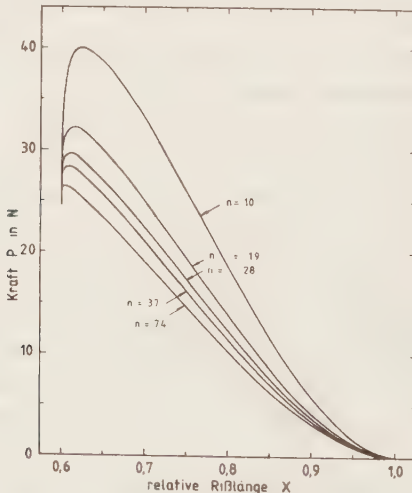


Abb.9: Kraft-Verlauf mit der Rißlänge für unterschiedliche Exponenten n ($v_T = 5 \mu\text{m/min}$, übrige Parameter s. Fußnote S.21)

Beginnend bei $P(R_0, X_0)$ steigt P zunächst zum Maximalwert an und fällt dann fast linear mit X auf $P = 0$ für $X \rightarrow 1$ ab. Eine vereinfachte Beschreibung stellt demnach

$$P = P_{\max} \frac{1 - X}{1 - X_0}$$

dar, wobei in einem eventuell unkontrollierten Versuch an dem betreffenden Werkstoff $P_{\max}$ gemessen oder aus einem geschätzten K_{IC} -Wert für die Anfangsrißlänge X_0 berechnet wird. Ein typischer Wert für den Quotienten $\dot{a}/\dot{P}$ ist $40 \mu\text{m}/\text{N}$, Parameter wie Fußnote S.21.

3.2.3.2 Rißgeschwindigkeit bei konstantem Rißwiderstand

Die bisherigen Untersuchungen gingen von einem Material aus, dessen Rißwiderstand in eindeutiger Weise mit der Rißgeschwindigkeit verknüpft war. Der Grenzfall des konstanten Rißwiderstands wird im Rahmen des Potenzgesetzes (35) durch den Grenzübergang $n \rightarrow \infty$ beschrieben, das heißt bei dem in Rede stehenden Rißwiderstand sind alle Rißgeschwindigkeiten - formal - möglich. Die im Experiment beobachtete Rißgeschwindigkeit wird dann, wie im folgenden gezeigt wird, nur durch die elastischen Eigenschaften der Probe und der Maschine bestimmt. Man geht zweckmäßigerweise aus von der modifizierten Gleichung (33a)

$$\dot{G} = \frac{(v_T t)^2}{2BWC_0} \cdot \frac{\delta Y^2 X}{\{1 + \delta Z(X) + \alpha\}^2}$$

mit $t \geq t_0$ und $X \geq X_0$. Diese Gleichung gewinnt man aus (33) durch Verschieben des Zeitmaßstabs: bei $t = t_0$ ist $\dot{G} = \dot{G}_0$ erreicht. Wird $\dot{G} = R = \text{const.}$ vorausgesetzt, so ergibt sich nach zeitlicher Differentiation ein Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit, Prüfgeschwindigkeit und Rißlänge:

$$\frac{\dot{a}}{v_T} \left(\frac{2BWC_0 R}{W} \right)^{1/2} = \frac{\sqrt{\delta Y^2 X}}{\delta Y^2 X - \{1 + \delta Z(X) + \alpha\} \cdot \left\{ \frac{1}{Y} \frac{dY}{dX} + \frac{1}{2X} \right\}} \quad (38)$$

Der Nenner von (38) wechselt bei $X = X(\dot{G}_{\max})$ das Vorzeichen und

und ist für $X < X(g_{\max})$ negativ. Dies bedeutet, daß nur für $X > X(g_{\max})$ Rißausbreitung bei $g = R = \text{const.}$ möglich ist.

3.2.3.3 Stabile - langsame - unterkritische - instabile Rißausbreitung

Die Kennzeichnung eines Bruchverlaufs als "langsam", wie es in der vorliegenden Arbeit geschieht, bedarf einer Erläuterung. In Textbüchern über den Spröbruch (z.B. /17/) werden zwei Typen der Rißausbreitung beschrieben. Man geht von einem Prüfkörper aus, dessen Nachgiebigkeit überproportional mit der Rißlänge wächst, und zeigt, daß bei Belastung mit konstanter Kraft eine instabile Rißausbreitung resultiert, während bei konstantgehaltener Einspannung unter den beispielsweise in 3.2.3.1 genannten Bedingungen eine stabile Rißverlängerung beobachtbar ist. Nach Kerkhof /28/ ist "instabil" durch die Zunahme der Rißgeschwindigkeit $\dot{a}$ mit der Rißlänge definiert, für stabile Rißausbreitung gilt dagegen $\dot{a}/da \leq 0$.

In Werkstoffen, die einen konstanten Rißwiderstand aufweisen, tritt im weggeregelter Bruchversuch bis zum Erreichen der maximalen Kraft keinerlei Rißverlängerung auf, nach dem Erreichen von $P_{\max}$ findet ein plötzlicher Kraftabfall statt. Die mit dem Kraftabfall verbundene Rißausbreitung wird als kritisch oder katastrophal bezeichnet. Im Gegensatz dazu wird bei einer Reihe von Werkstoffen unterkritische Rißausbreitung beobachtet, die sich in einer Rißverlängerung vor Erreichen der maximalen Kraft äußert. Diese Rißausbreitung ist durch $\dot{a}/da > 0$ gekennzeichnet, nach obiger Definition also instabil. Da, wie in 3.3.2.1 weiter ausgeführt wird, bei Werkstoffen mit nicht konstantem Rißwiderstand der im Experiment erreichten Kraft $P_{\max}$ keine physikalische Bedeutung zukommt, ist auch die Bezeichnung "unterkritisch" physikalisch wenig sinnvoll.

Aus 3.2.3.2 wurde deutlich, daß im weggeregelter Biegeversuch die Rißausbreitung sowohl instabil als auch stabil sein kann, so daß mit diesen Begriffen eine Charakterisierung des Experiments nicht möglich ist. Unter "langsamer" Rißausbreitung soll deshalb eine Versuchsführung verstanden werden, bei der die Rißgeschwindigkeit gemäß 3.2.3.2.1 hinreichend klein ist, um den Kraft-Weg-Verlauf mit der gewünschten Genauigkeit registrieren

und damit auswerten zu können. Kinetische Energien seien vernachlässigbar klein.

3.2.4 Iteratives Verfahren zur optimalen Erzielung langsamer Rißausbreitung

Aus dem Vorangegangenen läßt sich ein Verfahren ableiten, mit dessen Hilfe langsame Rißausbreitung auch an einem Material, dessen Bruchverhalten zunächst noch unbekannt ist, bei optimaler Anfangsrißlänge beobachtbar sein wird. Man benötigt dazu die Kenntnis der elastischen Konstanten E und ν (die Abschätzung von ν durch $\nu = 0,25$ bedingt in der Regel einen vernachlässigbaren Fehler), die Geometrie der Probe sowie die Nachgiebigkeit der Maschine. Die ungünstigste Annahme über das zu erwartende Rißausbreitungsverhalten (bei hinreichend scharfem Anriß) ist ein konstanter Wert des Rißwiderstands, dessen Betrag aus einem K_{IC} -Versuch abgeschätzt wird, falls dies eine starke Kraftabhängigkeit von C_M erfordern sollte. Gleichung (27) gibt dann die untere Grenze für die Anfangsrißlänge an. Damit kann ein erstes Experiment bei allerdings relativ kleinem Rißweg durchgeführt werden. Die Auswertung wird dann zeigen, ob die Annahme eines konstanten Rißwiderstands zutrifft oder ob beispielsweise ein geschwindigkeitsabhängiger Rißwiderstand vorliegt, der sich etwa mit (35) beschreiben läßt. In diesem letzteren Fall wird über (37) die maximal zulässige Rißgeschwindigkeit und über (35) der zugehörige Rißwiderstand abgeschätzt. Durch Berechnung einiger $G(X)$ -Verläufe wird dann die optimale Anfangsrißlänge gefunden.

Bei Werkstoffen, deren Rißwiderstand weniger durch die Rißgeschwindigkeit als durch die Rißverlängerung bestimmt wird, bietet sich Gl.22 an. Wegen ihres globalen Charakters wird die optimale Versuchsführung wohl nur experimentell ermittelbar sein.

3.3 Einfluß der Versuchsführung auf die Bestimmung von Bruchkenngrößen

Die Untersuchungen der vorausgegangenen Abschnitte über den Verlauf der Energiefreisetzungsrates im Biegeversuch ermöglichen auch Aussagen über die Bestimmung von Bruchkenngrößen wie die effektive spezifische Brucharbeit γ_F und den Bruchwiderstand K_{IC} .

3.3.1 Effektive spezifische Brucharbeit γ_F

γ_F wird in einem Experiment bestimmt, bei dem die gesamte von der Maschine an der Probe geleistete Arbeit

$$\int_{a_0}^{\infty} P \cdot ds = U_F \quad (39)$$

in Brucharbeit U_F übergeführt wird, die Rißausbreitung also hinreichend langsam erfolgt, so daß kinetische Energien keine Rolle spielen. Dies bedeutet aber, daß während des gesamten Bruchverlaufs $G = R$ erfüllt ist und die insgesamt freigesetzte Energie ebenfalls gleich U_F ist:

$$B \int_{a_0}^W G \, da = U_F \quad . \quad (40)$$

Nach Gl.18 ist γ_F durch $\gamma_F = \frac{U_F}{2BW(1-X_0)}$ bestimmt und somit gerade halb so groß wie der Mittelwert der Energiefreisetzungsrate:

$$\bar{G} = \frac{1}{W-a_0} \int_{a_0}^W G \, da = 2 \gamma_F \quad . \quad (41)$$

Geht man zunächst von dem Experiment mit konstanter Einspannung aus, so läßt sich durch Einsetzen von (25) in (41) die Integration ausführen und man erhält

$$\bar{G} = G_0 \frac{1 + \delta Z(X_0) + \alpha}{(1-X_0) \cdot \delta Y_0^2 X_0} \quad . \quad (42)$$

Wird in einem solchen Experiment γ_F gemessen, so kann diese Größe kein Materialkennwert sein, nach Auskunft von (42) muß sie von der Anfangsrißlänge, dem Verhältnis von Maschinen- zu Probennachgiebigkeit und von δ abhängen. In Abb.4 ist der Verlauf von $\bar{G}$ mit X_0 strichliert eingetragen. Der Vergleich mit experimentellen Ergebnissen /4/ zeigt zumindest eine qualitative Übereinstimmung. Mehr ist allerdings auch nicht zu erwarten, da einerseits die zitierten Messungen bei von Null verschiedener Prüfgeschwin-

digkeit durchgeführt worden sind, andererseits in einem Versuch mit konstanter Einspannung strenggenommen keine Rißausbreitung stattfinden kann, die langsam und vollständig ist. Die Bedeutung von (42) liegt darin, daß trotz der genannten Einschränkungen prinzipiell richtige Schlüsse gezogen werden können, ohne irgendwelche Kenntnis über das Materialverhalten zu besitzen.

Für den Fall der konstanten Prüfgeschwindigkeit sind dagegen Annahmen über das Werkstoffverhalten notwendig und implizieren, falls der Rißwiderstand nicht konstant sein soll, schon eine Abhängigkeit der spezifischen Brucharbeit von der Versuchsführung. So findet man denn auch den in Abb.7 wiederum gestrichelt gezeichneten Verlauf von $\bar{G}$ mit der Anfangsrißlänge, der immernoch eine Abnahme von γ_F mit zunehmendem X_0 bedeutet. Der Einfluß von v_T und α liegt auf der Hand und braucht nicht weiter diskutiert werden.

Im Grenzfall $n \rightarrow \infty$ des Potenzgesetzes (35), also bei konstantem Rißwiderstand, stellt γ_F eine echte Werkstoffkenngröße dar. Zu beachten ist dabei nur, daß die Anfangsrißlänge X_0 größer als $X(\bar{G}_{\max})$ und die Prüfgeschwindigkeit gemäß (38) hinreichend klein gewählt wird. Dann ist γ_F von der Versuchsführung unabhängig, es gilt

$$2\gamma_F = R = \frac{K_{IC}^2}{E} (1-v^2) \quad . \quad (43)$$

Aus einer gemessenen Abhängigkeit der spezifischen Brucharbeit etwa von der Anfangsrißlänge kann auf einen nicht konstanten Rißwiderstand geschlossen werden. Da γ_F eine über den Bruchverlauf mittelnde Größe ist, bedeutet jedoch eine gefundene Unabhängigkeit strenggenommen noch keinen konstanten Rißwiderstand.

3.3.2 Bruchwiderstand oder kritischer Spannungsintensitätsfaktor

3.3.2.1 Zur Problematik der K_{IC} -Bestimmung bei nicht konstantem Rißwiderstand

Die Bestimmung des Bruchwiderstands ist wiederum unproblematisch, wenn der Werkstoff einen konstanten Rißwiderstand aufweist: dann gilt die obige Gleichung 43.

Nun weiß man aber schon von Messungen an Glas /28/, also einem besonders homogenen Werkstoff, daß die beobachtete Variation der Rißgeschwindigkeit über mehrere Zehnerpotenzen hinweg von einer gleichartigen, wenn auch wesentlich geringeren Zunahme des Rißwiderstands oder K_{IC} -Werts begleitet ist, Abb.10. Üblicherweise wird K_{IC} , ziemlich willkürlich, als ein Punkt am oberen Ende des Bereichs festgelegt, in dem der korrosive Einfluß des umgebenden Mediums bei gleicher Rißgeschwindigkeit eine Erniedrigung von K_I bedeutet. Von Freiman et.al./29/ wurde vorgeschlagen, den Punkt bei der Rißgeschwindigkeit 10^{-1} m/s als K_{IC} -Wert zu definieren *). Ohne Kenntnis der $\dot{a}$ - R -Kurve ist eine Bestimmung von K_{IC} jedoch problematisch, zumal bisher kein Verfahren bekannt ist, die bei P_{max} im üblichen " K_{IC} "-Experiment vorliegende Rißgeschwindigkeit zu bestimmen.

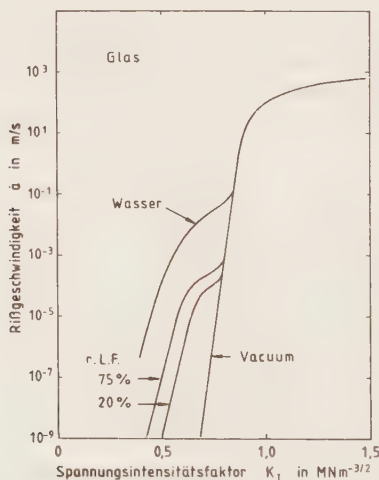


Abb.10: Rißausbreitungsverhalten von Glas unter Berücksichtigung des korrosiven Einflusses von H_2O , nach Kerkhof/28/

*) Dies entspricht zwar nicht der Griffith'schen Definition vom Beginn der Rißausbreitung, experimentell ist es aber sehr schwierig, einen K_{I0} -Wert zu bestimmen. Es ist bisher noch nicht einmal der Nachweis geglückt, daß eine derartige Grenze, unterhalb der die Rißgeschwindigkeit tatsächlich Null ist, existiert.

In polykristallinem Material, beispielsweise bei einigen Al_2O_3 -Keramiken, s.5.2.5, kann eine Abhängigkeit des Rißwiderstands von der Rißverlängerung hinzukommen. So wurde von Hübner und Jillek /30/ berichtet, daß an Biegeproben, die mit verschiedenen langen natürlichen Anrissen versehen waren, ein umso größerer K_{IC} -Wert erhalten wurde, je länger die eingebrachte Rißverlängerung war. Damit ergibt sich die Schwierigkeit, daß einerseits wegen des bekannten Kerbeffekts /31/ Sägeschnitte als Rißersatz wegen eines zu großen Kerbrundungsradius überhöhte Werte bedingen können, andererseits natürliche, scharfe Risse noch größere und vor allem wegen der unterschiedlichen Anrißlängen stärker streuende Bruchwiderstände ergeben. Es ist fraglich, ob man ein derartiges Material mit der angestrebten Genauigkeit überhaupt durch eine Bruchgröße kennzeichnen kann.

Für die folgenden Untersuchungen wird von einem eindeutigen Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Rißwiderstand gemäß Gl.35 ausgegangen.

3.3.2.2 Einfluß der Anfangsrißlänge

In der bisherigen Praxis /31/ bestimmte man K_{IC} aus der maximal erreichten Kraft $P_{\max}$ und der Anfangsrißlänge a_0 gemäß Gl.7, die Rißverlängerung von a_0 bis $a(P_{\max})$ wurde in der Regel vernachlässigt. Zur Abschätzung des damit verbundenen systematischen Fehlers wird mit dem in 3.2.2.2 beschriebenen Verfahren neben dem Verlauf der Energiefreisetzungsrate auch der der Kraft in Abhängigkeit von der erreichten Rißlänge berechnet. Für die gleichen Parameter wie in Abb.8 und einer Prüfgeschwindigkeit $v_T = 5 \mu\text{m}/\text{min}$ sind in den Abbn.11a und b die $P(X)$ und $\mathcal{G}(X)$ -Kurven dargestellt. Beginnend bei $P(\mathcal{G}_0)$ steigt P an, durchläuft ein Maximum $P_{\max}$ und fällt auf $P = 0$ für $X = 1$ ab. Dem Maximum des $P(X)$ -Verlaufs entspricht keineswegs ein Maximum in der $\mathcal{G}(X)$ -Kurve, dieses wird erst wesentlich später erreicht. Beiden Maximalwerten kommt keine physikalische Bedeutung zu, da sie, wie die folgenden Kurvenverläufe zeigen, von der Versuchsführung abhängen.

Die Rißerweiterung von X_0 bis $X(P_{\max}^*)$ ist nicht konstant, sondern durch die gewählte Anfangsrißlänge bestimmt.

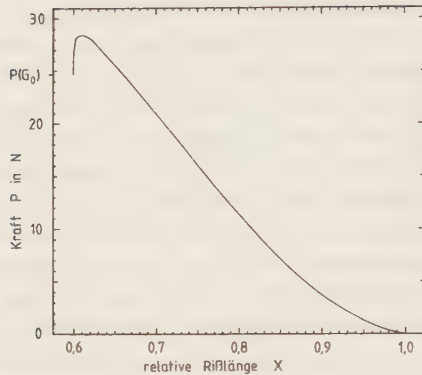


Abb.11a

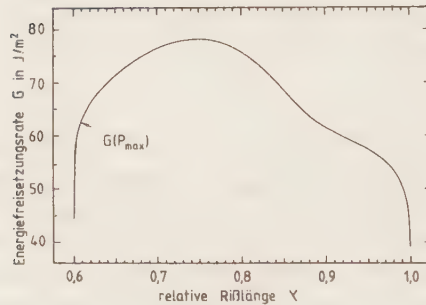


Abb.11b

Abb.11: Verlauf der Kraft, oben, und der Energiefreisetzungsrate, unten, über der relativen Rißlänge. Der Pfeil in Abb.11b markiert diejenige Stelle, der das Kraftmaximum von Abb.11a entspricht ($v_T = 5 \mu m/min$, übrige Parameter siehe Fußnote S.21).

In Abb.12 ist die relative Rißverlängerung in Abhängigkeit von X_0 dargestellt. Dieser Effekt kann aus der Eigenschaft der Biegeprobe verstanden werden, daß zur gleichen Nachgiebigkeitsänderung im Bereich kleiner Rißlängen eine größere Rißlängenänderung erforderlich ist als bei großen Rißlängen.

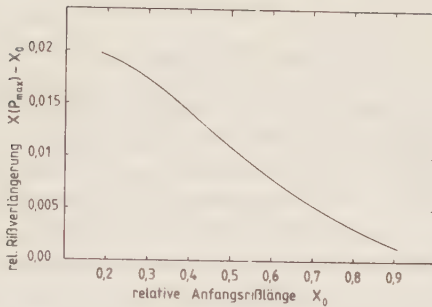


Abb.12: Abhängigkeit der bei P_{max} vorliegenden Rißverlängerung von der Anfangsrißlänge ($\alpha = 0,46$; übrige Parameter siehe Fußnote S.21).

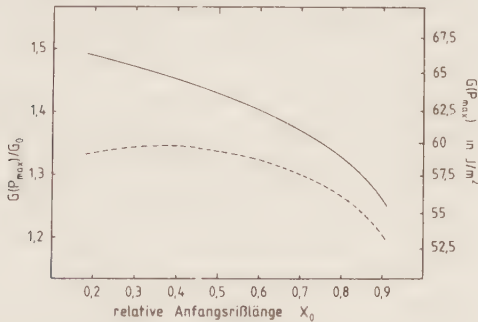


Abb.13: Einfluß der Anfangsrißlänge auf die K_{Ic} -Bestimmung. Bei der gestrichelten Linie wurde die Rißverlängerung bis P_{max} nicht berücksichtigt ($v_T = 5 \mu m/min$, $\alpha = 0,46$, übrige Parameter siehe Fußnote S.21).

Die Abb.13 zeigt die sich daraus ergebende Abhängigkeit des $G(P_{max})$ -Werts von der Anfangsrißlänge: dieser fällt zu großen X_0 -Werten hin ab. Dieses Ergebnis scheint zunächst in Widerspruch zu experimentellen Befunden zu stehen, die einen konstanten Wert über einen größeren Rißlängenbereich ausweisen [31]. Berechnet man jedoch die $G(P_{max})$ -Werte nicht aus $X(P_{max})$, sondern aus X_0 , so ergibt sich für dieses $G'(P_{max})$ tatsächlich für

$0,2 \leq X_0 \leq 0,6$ ein praktisch konstanter Wert - strichlierte Kurve in Abb.13.

3.3.2.3 Einfluß der Prüfgeschwindigkeit

In Abb.8, die den Einfluß der Prüfgeschwindigkeit auf den gesamten Rißausbreitungsbereich darstellte, sind auch die zu Abb.11b analogen Pfeile eingetragen, die den jeweiligen Wert $\psi(P_{\max})$ kennzeichnen. Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit wächst also auch $\psi(P_{\max})$. Dies wird in Abb.14 nochmals verdeutlicht. Darüber hinaus kann aus Abb.14 und Abb.8 abgelesen werden, daß die unterschiedliche Rißverlängerung bis $P_{\max}$ für die zwei gewählten Anfangsrißlängen erhalten bleibt, also nicht, wie zu vermuten wäre, sich bei großen Prüfgeschwindigkeiten vermindert. Dies liegt daran, daß infolge der höheren Prüfgeschwindigkeit die Zeit bis zum Erreichen von $P_{\max}$ zwar verkürzt wird, gleichzeitig aber höhere $\dot{\psi}$ -Werte und damit größere Rißgeschwindigkeiten erreicht werden, so daß die Rißverlängerung bei gleichem X_0 unverändert bleibt.

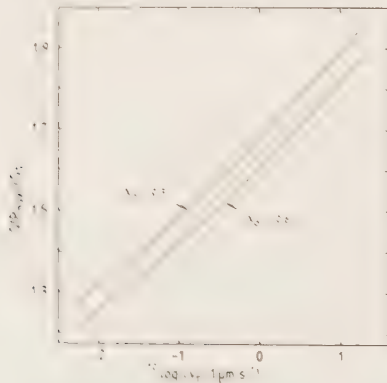


Abb.14: Einfluß der Prüfgeschwindigkeit auf die K_{Ic} -Bestimmung für zwei unterschiedliche Anfangsrißlängen ($\alpha = 0,46$; übrige Parameter siehe Fußnote S.21).

3.3.2.4 Einfluß der Maschinennachgiebigkeit

Bei Betrachtung von Gl.33 scheint es nicht unwahrscheinlich zu sein, daß auch das Verhältnis α der Maschinen- zur Probennachgiebigkeit die K_{IC} -Bestimmung beeinflusst. Tatsächlich nimmt die Rißverlängerung bis P_{max} mit α zu; bei korrekter Auswertung ergibt sich jedoch ein unabhängiger Wert für $\dot{G}(P_{max})$, während das aus X_0 bestimmte G' deutlich abnimmt : Abb.15.

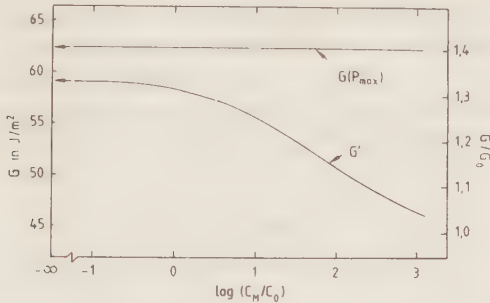


Abb.15: Unabhängigkeit des Werts $\dot{G}(P_{max})$ vom Verhältnis C_M/C_0 . Ohne Berücksichtigung der Rißverlängerung bis P_{max} ergibt sich für G' der mit C_M/C_0 abnehmende Verlauf. ($X_0 = 0,6$, übrige Parameter siehe Fußnote S.21).

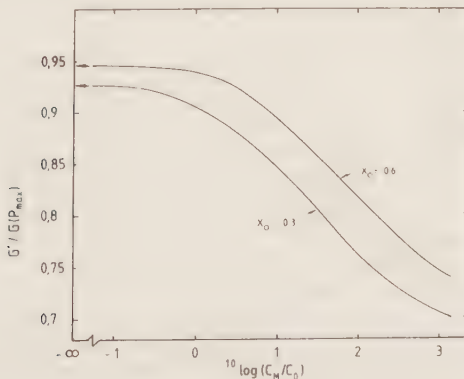


Abb.16: Abhängigkeit des Fehlers $G'/G(P_{max})$ vom Verhältnis C_M/C_0 für zwei unterschiedliche Anfangsrißlängen ($v_T = 5 \mu m/min$; übrige Parameter s. S.21).

Schließlich demonstriert Abb.16, daß der Fehler infolge des Einsetzens von X_0 in Gl.7 durch zunehmendes α bei kleinen Werten von X_0 mehr vergrößert wird als bei großem X_0 .

3.3.2.5 Einfluß eines unterschiedlichen Ribausbreitungsverhaltens

Die bisherigen Untersuchungen gingen immer vom selben Materialgesetz aus. Innerhalb des Potenzgesetzes (35) kommt ein unterschiedliches Werkstoffverhalten vor allem durch einen unterschiedlichen Exponenten n zum Ausdruck. Die im folgenden zu diskutierenden fünf $\dot{a} - R$ -Kurven sind in Abb.17 dargestellt, um einen rascheren Überblick über die Ribgeschwindigkeiten bei den bisherigen und kommenden Abbildungen zu ermöglichen.

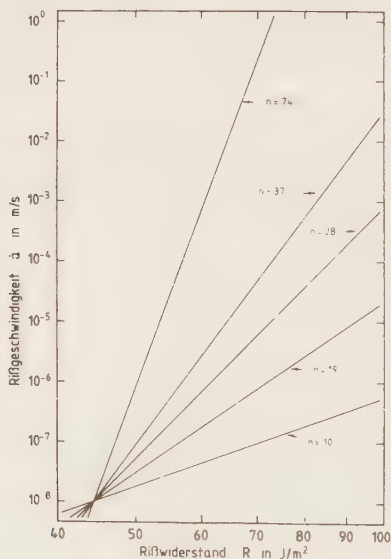


Abb.17: Abhängigkeit des Ribwiderstands von der Ribgeschwindigkeit für fünf unterschiedliche Exponenten n , jedoch gleichen Werten für $\dot{a}_0$ und R_0 gemäß Gl.35.

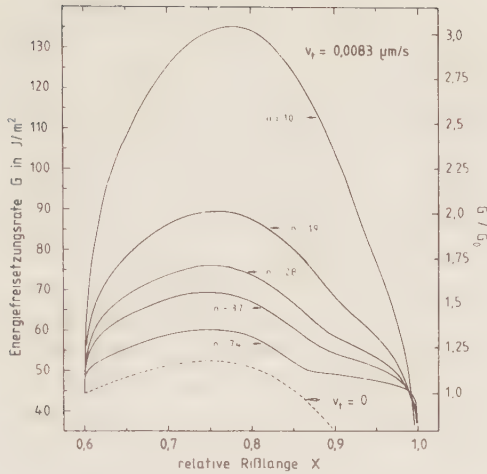


Abb.18: Verlauf der Energiefreisetzungsrates über der Rißlänge für fünf unterschiedliche Exponenten n ($v_T = 0,5 \mu m/min$, übrige Parameter wie bei Fußnote S.21).

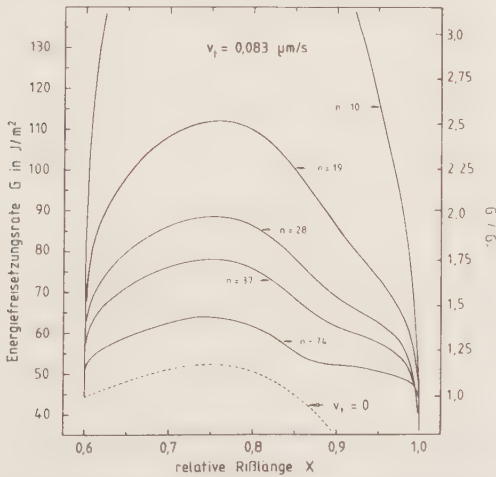


Abb.19: Verlauf der Energiefreisetzungsrates über der Rißlänge für unterschiedliche Exponenten n (gleiche Parameter wie bei Abb.18, jedoch $v_T = 5 \mu m/min$).

In Abb.18 sind $G(X)$ -Kurven für dieselben Parameter wie bei Abb.8 und einer Prüfgeschwindigkeit $v_T = 0,5 \mu\text{m}/\text{min}$ dargestellt, Scharparameter ist nun der Exponent n . Die $G(X)$ -Kurven werden mit zunehmendem n flacher, nähern sich also dem Verhalten eines Werkstoffs mit konstantem Rißwiderstand, das für $X > X(\bar{G}_{\max})$ durch eine horizontale Gerade charakterisiert wäre.

Bei um den Faktor zehn erhöhter Prüfgeschwindigkeit, Abb.19, findet man eine stärkere Anhebung der G -Verläufe bei kleinen Exponenten, die Rißgeschwindigkeiten nehmen dagegen, wie aus Abb.17 abzulesen ist, für große n -Werte stärker zu.

In Abb.20 wird schließlich die unterschiedliche Rißverlängerung bis $P_{\max}$ und die sich daraus ergebenden Fehler $G'/G(P_{\max})$ dargestellt. Mit wachsendem n verringert sich die "unterkritische Rißausbreitung", gleichzeitig nähert sich der Quotient $G'/G(P_{\max})$ dem Wert 1. Bemerkenswert ist, daß trotz relativ großer Anfangsrißlänge $X_0 = 0,6$ bei einem Exponenten n von etwa 15 der Fehler immerhin 10 % beträgt.

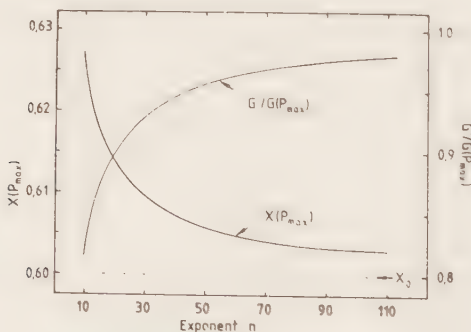


Abb.20: Abhängigkeit der bei $P_{\max}$ erreichten Rißlänge und des Fehlers $G'/G(P_{\max})$ vom Exponenten. (Parameter: $X_0 = 0,6$, $v_T = 5 \mu\text{m}/\text{min}$, $\alpha = 0,46$; ansonsten siehe Fußnote auf Seite 21) .

3.3.2.6 Vorschlag zu einer verbesserten Charakterisierung des Bruchwiderstands

Aus den in 3.3.2.1 - 3.3.2.4 dargelegten Einflüssen auf die K_{IC} -Bestimmung stellt sich die Frage, wie bei einem erhöhten Genauigkeitsanspruch - nach /31/ sollten wenige Prozent Streuung erreichbar sein - tatsächlich vergleichbare Werte zu erhalten sind, ohne Probengeometrie und Versuchsführung zu stark einzuschränken. Für Werkstoffe, von denen man einen eindeutigen Zusammenhang zwischen $\dot{a}$ und R erwarten kann, stellte die Angabe der bei P_{max} erreichten Rißgeschwindigkeit $\dot{a}(P_{max})$ einen erheblichen Schritt zur Erreichung dieses Ziels dar.

Eine Bestimmung dieser Rißgeschwindigkeit ist nun in der Tat möglich; der zusätzliche Aufwand wird sich als fast unbedeutend erweisen. Ausgangspunkt ist die Gleichung 23a:

$$s_{ges} = s_o + v_T t = C_o \cdot \{1 + \delta Z(X) + \alpha\} \cdot P \quad (23a)$$

Da bei der maximal erreichten Kraft P_{max} die zeitliche Ableitung $\dot{P} = 0$ ist, erhält man nach Differenzieren von (23a)

$$v_T = C_o \delta Y^2 X P_{max} \dot{X} \quad (44)$$

Zusammen mit (6) ergibt sich das Endergebnis

$$\dot{a} = v_T \frac{P_{max}}{2B G(P_{max})} \quad (45)$$

Diese Beziehung gilt auch bei kraftabhängiger Maschinennachgiebigkeit. Zur Bestimmung von $\dot{a}(P_{max})$ ist also im wesentlichen die Kenntnis des E-Moduls und der ohnehin bekannten Prüfgeschwindigkeit erforderlich; der Einfluß der Poisson-Konstante wird mit $\nu = 0,25$ meist ausreichend berücksichtigt.

Als nicht unerhebliches Problem (s. 3.3.2.2) muß die Bestimmung der bei P_{max} vorhandenen Rißlänge angesehen werden. Da gerade bei kleinen Rißlängen die Bestimmung aus der geänderten Nachgiebigkeit sehr ungenau ist - im Interesse einer hohen Rißgeschwindigkeit erweisen sich kleine Werte von X_o als günstig, s.u. - wird eine Fehlerabschätzung vorgenommen. Dazu entwickelt

man den von X abhängigen Anteil von (45), $Y_{\max}^2 X_{\max}$ nach Taylor. Es ergibt sich die folgende Beziehung (46):

$$\frac{1}{Y_{\max}^2 X_{\max}} \approx \frac{1}{Y_0^2 X_0 \cdot \left(1 + \Delta X \cdot \left(\frac{2}{Y_0} \frac{dY}{dX} \Big|_0 + \frac{1}{X_0}\right)\right)} \approx \frac{1}{Y_0^2 X_0} \left\{1 - \Delta X \cdot \left(\frac{2}{Y_0} \frac{dY}{dX} \Big|_0 + \frac{1}{X_0}\right)\right\}$$

Die Funktion $\frac{2}{Y} \frac{dY}{dX} + \frac{1}{X}$, die ein Maß für die Auswirkung der Rißverlängerung ΔX auf $\dot{a}$ und $G(P_{\max})$ darstellt, zeigt Abb.21.

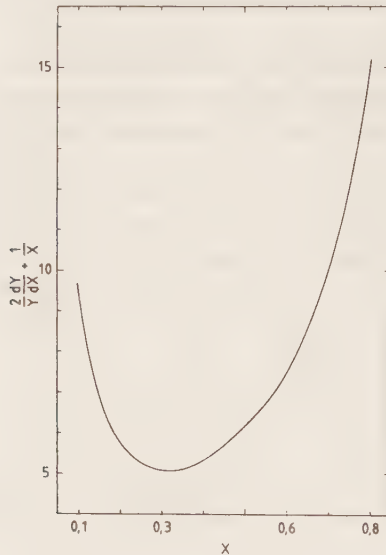


Abb.21: Gewichtsfunktion für die Auswirkung einer Rißverlängerung ΔX bis $P_{\max}$ auf $\dot{a}$ und $G(P_{\max})$ gemäß Gl.46.

Mit Gleichung 45 ist offensichtlich auch eine punktweise Bestimmung der $\dot{a}$ - R - Kurve möglich, wozu jedoch ein erheblicher Probenaufwand erforderlich wäre. Zur Erzielung der gewünschten Rißgeschwindigkeiten bei $P_{\max}$ müssen geeignete Werte für die Prüfgeschwindigkeit und die Probengeometrie eingestellt werden. Diese können, nach Umformung von (45), aus der sich ergebenden Gleichung (47) abgelesen werden:

$$\dot{a} = v_T \frac{W \sqrt{W} E}{3(1-e) K_{IC} (1-v^2) Y \sqrt{X}} \quad (47)$$

K_{IC} ist dabei als ein passend gewählter Wert einer $\dot{a} - K_I$ - bzw. $\dot{a} - R$ -Kurve zu verstehen. Zur Erreichung der hohen Rißgeschwindigkeiten für die K_{IC} -Bestimmung sind also kleine Anfangsrißlängen, kleine Hebelarme $(1-e)$, jedoch große Probenhöhen W und Prüfgeschwindigkeiten v_T erforderlich.

3.4 Experimentelle Methodik

Die Biegebruchexperimente wurden in einer Universalprüfmaschine (Fa. Instron, Typ 1114) durchgeführt, deren elektronisch geregelte Prüfgeschwindigkeit im Normalbetrieb durch einen mechanischen Spindelantrieb erzeugt wird. Für gewisse Experimente ist jedoch die Verwendung des Hydraulikzusatzes erforderlich, worauf in 3.4.4 näher eingegangen wird.

Zur Ermittlung des Rißwiderstands während eines Bruchversuchs muß gemäß

$$R = G = \frac{p^2}{2BW} C_0 \delta Y^2 X \quad (6a)$$

für jeden der Auswertung zuzuführenden Punkt des Kraftverlaufs die zugehörige Rißlänge bekannt sein. Eine direkte optische Rißlängenbestimmung im Meßmikroskop wäre schon wegen der endlichen Meßzeit problematisch, da nur eine geringe Anzahl von Meßpunkten zu erhalten wäre. Doch auch bei Verwendung etwa eines Videoaufzeichnungsgeräts ergibt sich eine zusätzliche Fehlerquelle aus der zeitlichen Zuordnung von Kraftsignal und Bild. Weiterhin besteht bei undurchsichtigen Prüfkörpern während des Experiments nur die Möglichkeit, die Spur der Rißfläche auf einer der beiden Seitenflächen zu erkennen (die dazu poliert sein müssen); über den Verlauf im Innern kann keine Aussage gemacht werden. Schließlich besteht bei polykristallinem Gefüge und vorwiegend intergranularem Bruchverlauf, wie beispielsweise bei den Al_2O_3 -Keramiken (s. 5.2.5) beobachtet, die Schwierigkeit, zwischen

intakten Korngrenzen und Rissen zu unterscheiden. Eine exakte Bestimmung der Rißspitze wird in vielen Fällen nicht frei von Zweifeln bleiben, da der Abstand der beiden Rißufer mit Annäherung an die Rißfront zwar größer Null, aber immer noch kleiner als das optische Auflösungsvermögen des Mikroskops sein wird.

Der Einsatz der bei metallischen Bruchmechanikproben erfolgreich angewandten Potentialsondenmethode verbietet sich, da es sich bei den meisten zu untersuchenden Werkstoffen um exzellente Isolatoren handelt. Zudem ist bekannt /32/, daß auf die Seitenflächen aufgebrachte leitende Schichten nicht in gleicher Weise wie das Grundmaterial durch den Riß getrennt werden.

Für die Bestimmung der Rißlänge wurde deshalb ein bruchmechanisches Verfahren gewählt, nämlich die momentane Nachgiebigkeit zu messen und daraus die Rißlänge zu errechnen. Keramische Werkstoffe eignen sich wegen ihrer Sprödigkeit, die sich, mit Ausnahmen, in einem bis zum Bruch linear elastischen Verhalten äußert, besonders gut für ein derartiges Verfahren. Zudem wurde der theoretische Zusammenhang zwischen der Nachgiebigkeit C und der Rißlänge a an einer Al_2O_3 -Keramik experimentell verifiziert /24/.

Ein weiterer nicht zu unterschätzender Vorzug liegt im folgenden: scharfe Risse zeigen wegen des wechselnden Spannungszustands (s.3.4.3) in der Regel eine schwach gekrümmte Rißfront. Da die bruchmechanischen Korrekturfunktionen jedoch für gerade Rißfronten berechnet werden, ist eine Mittellung der Rißlänge erforderlich, die wegen des nichtlinearen Zusammenhangs zwischen Korrekturfunktion und Rißlänge nicht trivial ist. Bei dem in Rede stehenden Verfahren erfolgt die Mittellung durch die der Auswertung zugrundeliegende Annahme einer geraden Rißfront. Aus dem experimentell bestimmten Zahlenwert für die Nachgiebigkeit der Probe mit gekrümmter Rißfront wird in gleicher Weise wie bei gerader Rißfront eine Rißlänge bestimmt, die als Mittelwert anzusprechen ist. Das Verfahren ist somit unabhängig von der (nicht zu starken) Rißfrontkrümmung anwendbar.

3.4.1 Biegeapparatur und Definition der Meßgrößen

Für das Verständnis der Auswertung ist es nützlich, zunächst die verwendete Biegeapparatur zu betrachten. Abb.22

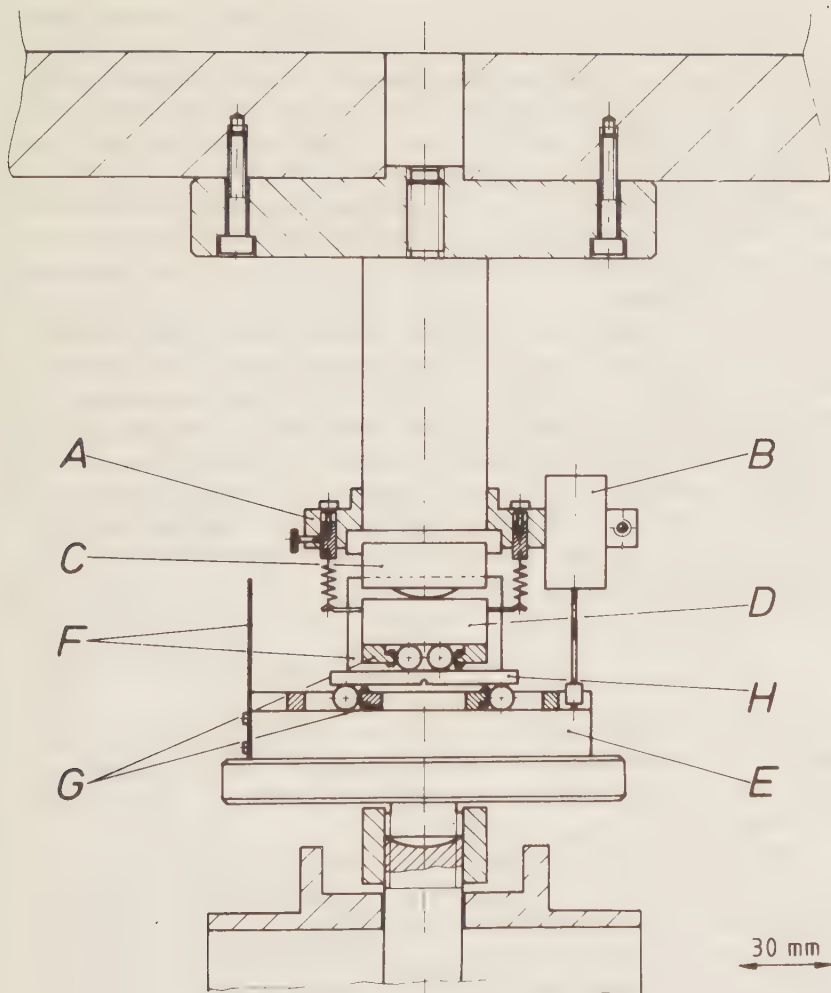


Abb.22: Schnittzeichnung der Biegeapparat. A: Justierring, B: induktiver Wegaufnehmer, C: Druckstempel mit Kugelkalotte, D: obere, E: untere Druckplatte, F: Justierspiegel, G: elektromagnetische Rollenhalterung, H: Biegeprobe.

zeigt eine Schnittzeichnung, aus der zu erkennen ist, daß die Krafteinleitung in die Probe über vier Rollen erfolgt, die in jene Richtungen frei beweglich sind, in die sich die jeweilige Probenseite bei Belastung dehnt oder zusammenzieht. Nach /33/ werden damit gegenüber starren Schneiden wegen der verminderten Reibung um bis zu 30 % geringere γ_F -Werte gemessen.

Die Verwendung ebener, geläppter Druckplatten erfordert eine sehr gute Planparallelität der Proben zur Vermeidung unerwünschter Torsionsmomente. Dem wurde durch die Probenpräparation Rechnung getragen, s.4.1 .

Die zur Bestimmung der Nachgiebigkeit erforderliche Wegmessung mittels eines induktiven Wegaufnehmers (Fa. EMI, U.K., Typ 350) geschieht berührungslos zwischen dem oberen Druckstempel und dem mit der Kraftmeßdose verbundenen unteren Druckteller. Somit wird außer der Durchbiegung der Probe, genauer der der neutralen Faser, auch die lokale Deformation an den Kontaktpunkten bzw. -Punkten sowie die Stauchung der Rollen, der oberen Druckplatte und die von Teilen des Druckstempels erfaßt. Der Meßweg s setzt sich also zusammen aus

$$s = s_p + s_{App} = C \cdot P + s_{App} \quad . \quad (48)$$

s_p ist die Probendurchbiegung, C die nach Gl.9 definierte zugehörige Nachgiebigkeit, die definitionsgemäß nicht die lokale Deformation an den Krafteinleitungspunkten enthält. Diese wird dem Apparaturterm s_{App} zugeschlagen.

Die Kraftmessung ist nach zentriertem Einbau der Vorrichtung in den Prüfraum unproblematisch, die Masse der beiden oberen Rollen sowie das Eigengewicht der Probe können vernachlässigt werden. Von einem XY-Koordinatenschreiber (Fa. Rhode & Schwarz, München, Typ ZSK 2) wird das vollständige Kraft-Weg-Diagramm eines Versuchs, beginnend beim ersten Kraftkontakt, bis zum gewünschten Endpunkt registriert.

3.4.2 Ermittlung des wahren Kraft-Durchbiegungs-Diagramms

Zur Ermittlung des Kraft-Durchbiegungs-Diagramms muß gemäß (48) vom gemessenen Weg s der Apparaturweg s_{App} subtra-

hert werden. Eine nicht ganz exakte Methode zur Bestimmung von $s_{App}(P)$ leitet sich aus der Gleichung für C_0 ab: Wählt man $l = e$, das heißt plziert man die oberen Rollen genau über die unteren, so verschwindet in Gl.48 die Probennachgiebigkeit und man würde direkt $s_{App}(P)$ messen. Bei dieser Belastung wird aber der lokalen Deformation eine Kompressionzone zwischen oberer und unterer Rolle überlagert, so daß man einen etwas zu großen Apparaturweg mißt. Diese einfache Methode wird man verwenden, wenn die Anfangsnachgiebigkeit der Probe sehr groß und deswegen der entstehende Fehler vernachlässigbar klein ist.

Das exakte Verfahren stützt sich auf die Kenntnis der elastischen Konstanten, etwa gemäß 4.3.2 bestimmt. Mit einer solchen ungekerbten Eichprobe wird dann ein Biegeversuch durchgeführt. Aus der nach (8a) berechneten Nachgiebigkeit kann zu jeder Kraft P die Durchbiegung $C_0^L \cdot P$ ermittelt werden. Punktweise Subtraktion von der Meßkurve gemäß (48) ergibt dann die sogenannte Apparaturkurve in Form von Wertepaaren $(s_{App}|P)_i$.

In Umkehrung dieses Verfahrens wird ein gemessenes Kraft-Weg-Diagramm eines Bruchversuchs mittels der Apparaturkurve in ein Kraft-Durchbiegungs-Diagramm umgerechnet, siehe Abb.23.

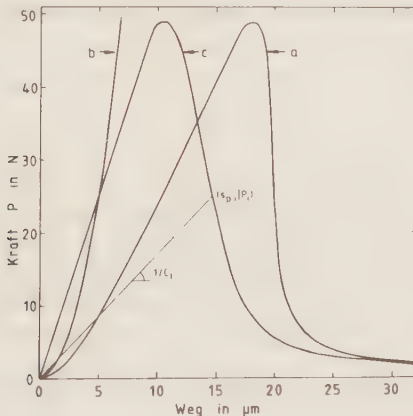


Abb.23: Ermittlung des Kraft-Durchbiegungs-Diagramms: Von der Meßkurve a wird die Apparaturkurve b abgezogen und die gesuchte Kurve c erhalten.

Die korrigierte Kurve zeigt einen linearen Anstieg, der zudem steiler als bei der Kraft-Weg-Kurve ist. Dagegen verläuft der Kraftabfall nach dem Maximum weniger steil. Die ursprüngliche Kurve wird also mittels der Apparaturkurve zu negativeren Wegen hin geschert.

Zur Verringerung der Verfahrensfehler hat es sich als zweckmäßig erwiesen, die Punkte der Apparaturkurve durch eine glatte Kurve zu approximieren, die als

$$s_{\text{App}} = \zeta \cdot P + \beta \cdot \sqrt{P} \quad (49)$$

analytisch dargestellt wird.

3.4.3 Bestimmung der Rißlänge aus der Nachgiebigkeit

Die weitere Auswertung erfolgt in drei Schritten. Zunächst wird durch die korrigierten Punkte im Bereich des Kraftanstiegs eine optimale Gerade gelegt^{*}). Da diese in der Regel einen von Null verschiedenen Achsenabschnitt auf der Wegachse aufweist, werden alle Wegkoordinaten um diesen Achsenabschnitt vermindert. Die Anstiegsgerade verläuft dann durch den Ursprung. Die einem Punkt $(s_{p,i} | P_i)$ entsprechende Nachgiebigkeit C_i ist somit bestimmt durch

$$C_i = \frac{s_{p,i}}{P_i} \quad (50)$$

Zur Ermittlung der zugehörigen Rißlänge a_i wird die Gleichung^{**})

^{*}) Dazu erweist sich das Standardverfahren insbesondere bei schlechteren Korrelationskoeffizienten als nicht befriedigend. Deshalb wurde eine auf der Hesse'schen Normalform basierende Optimierung entwickelt, bei der tatsächlich der Abstand der Punkte zur Gerade und nicht dessen Projektion auf eine der Koordinatenachsen minimallisiert wird, s. Anhang.

^{**}) Bei Berücksichtigung der Scherkorrektur gemäß Gl.8a muß auch δ modifiziert werden; es gilt:

$$\delta^L = \frac{18 \, W \, (1-\nu^2)}{1+2e + 2 \, \kappa \, \frac{W^2}{1-e} \, (1+\nu)} \quad (10a)$$

Für den Korrekturfaktor κ wird $\kappa = 6/5$ verwendet.

$$C_i = C_o^L \cdot \{1 + \delta^L Z(X_i)\}$$

umgeformt und unter Verwendung von (12a) numerisch der Nullpunkt von

$$\frac{C_i - C_o^L}{C_o^L \cdot \delta^L} - \int_0^{a_i/W} Y^2 X dX = 0 \quad (51)$$

bestimmt. Im Bereich der Wilson'schen Funktion ist (51) analytisch lösbar, man erhält für X_i

$$X_i = 1 - \left\{ \frac{72,0}{15,9204} \left(\frac{C_i - C_o^L}{C_o^L \delta^L} + 0,30205 \right) \right\}^{-1/2} \quad (51a)$$

Die Verwendung des ebenen Verformungszustands (EVZ) in (10a) für den rißlängenabhängigen Anteil der Nachgiebigkeit bedarf einer Erläuterung. Während für die glatte Probe gezeigt werden kann, daß bei der verwendeten Geometrie ebener Spannungszustand (ESZ) vorliegt, der Faktor $(1-\nu^2)$ fehlt deshalb in (8a), gilt der EVZ eigentlich nur für den Bereich um die Rißfront, und hier wiederum nur im Innern der Probe. Da aber gerade der Bereich um die Rißfront wegen der dort vorhandenen hohen Spannungen den wesentlichen Beitrag zum rißlängenabhängigen Anteil der Nachgiebigkeit liefert, sollte die Wahl des EVZ eine bessere Näherung sein. Da der "richtige" Wert zwischen 1 und $(1-\nu^2)$ liegen wird, ergeben sich etwas zu große Rißlängen.

3.4.4 Bestimmung der Maschinennachgiebigkeit und der Rißgeschwindigkeit.

Zur Bestimmung der Rißgeschwindigkeit genügt es, jedem der Punkte $(s_{p,i} | p_i)$ eine Zeit t_i zuzuordnen. Die mittlere Rißgeschwindigkeit $\dot{a}_i$, die zu zwei benachbarten Punkten i und $i-1$ gehört, ist dann durch

$$\dot{a}_i = \frac{a_i - a_{i-1}}{t_i - t_{i-1}} \quad (52)$$

definiert.

Prinzipiell kann die Zuordnung der Zeitwerte t_i durch die gleichzeitige Feststimmung einer Kraft-Zeit- oder Weg-Zeit-Diagramms erfolgen, allerdings unter Inkaufnahme des schon erwähnten zusätzlichen Übertragungsfehlers.

Weniger aufwendig und genauer ist ein Verfahren, das die Eigenschaften der verwendeten Prüfmaschine ausnutzt. Dabei ist zu unterscheiden zwischen einer durch mechanischen Spindelantrieb und einer durch ein hydraulisches Ventil erzeugten Prüfungsgeschwindigkeit. Im erstgenannten Fall regelt die Elektronik der Maschine eine konstante Umdrehungsgeschwindigkeit der Spindel ab, die, unbelastet, zu einer Prüfungsgeschwindigkeit v_T führt. Im zweiten Fall wird auch bei Belastung ein konstantes v_T zwischen Ziel durch den Aufnehmer für die Regelgröße bestimmter Punkten erreicht. Dabei ist die Zeitbestimmung besonders einfach, wenn Regelgröße und Wegweg identisch sind. Dann gilt für den Wegweg

$$s = v_T t \quad .$$

Für Zeitbestimmung werden die unkorrigierten Wegkoordinaten durch v_T dividiert.

Bei mechanischen Antrieb setzt sich der ausgeregelte Weg $v_T t$ aus dem Wegweg s und der Verformung aller derjenigen belasteten Maschinenteile zusammen, die außerhalb des Wegwegs liegen. Wird dieser eine Maschinennachgiebigkeit C_M zugeordnet, so ergibt sich für den Gesamtweg

$$v_T t = s + C_M P_i$$

und für die Zeit

$$t_i = (s_i + C_M P_i) / v_T \quad . \quad (53)$$

Für Ermittlung von C_M werden unkontrollierte Bruchversuche ausgearbeitet, die bei möglichst kleiner Prüfungsgeschwindigkeit stattgefunden haben. Beim elastischen Brechen der Probe fällt die Kraft von P_{max} auf Null ab, bedingt von einer Weg-

änderung Δs , die wegen des kleinen v_T mit großer Genauigkeit dem Entlastungsweg der Maschine entspricht. Aus dem Quotienten $\Delta s / \Delta P$ kann die Maschinennachgiebigkeit C_M ermittelt werden. In Abb.24 sind solche $(\Delta s / \Delta P)$ -Punkte eingetragen; die durch die Meßpunkte gelegte Gerade entspricht einer Nachgiebigkeit $C_M = 0,035 \mu\text{m}/\text{N}$.

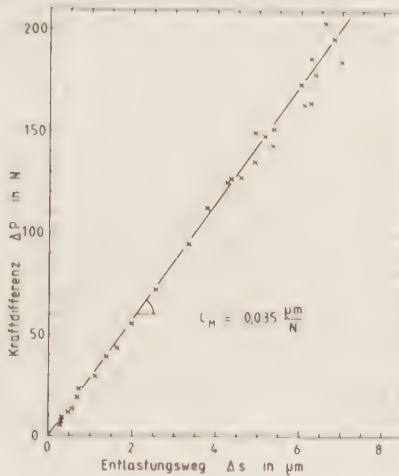


Abb.24: Bestimmung der Maschinennachgiebigkeit aus Kraftabfall und Entlastungsweg unkontrollierter Bruchversuche.

3.4.5 Rechnergestützte Auswertung

Die Auswertung der Meßdiagramme erfolgte durch einen Kleinrechner (Fa.Hewlett-Packard, HP-1000-MX21) mittels eines hierfür erstellten FORTRAN-IV -Programms. Zunächst digitalisiert man den Kraft-Weg-Verlauf auf einem Auswertetisch (Fa.Kontron, MOP-AM 02). Vor der Apparatur-Korrektur werden gemäß (53) die zugehörigen Zeiten berechnet. Zur Ermittlung des Bereichs, in dem die Geradenanpassung zum elastischen Anstieg der korrigierten Kurve stattfinden soll, können die Punkte auf ein Display abgebildet und die jeweiligen Korrelationskoeffizienten berechnet werden. Für die Berechnung der Rißlänge aus der Nachgiebigkeit wird im Bereich der Srawley'schen Funktion die Nullstelle

von Gl.51 nach dem Newton'schen Verfahren bestimmt. Für alle Punkte, die, einschließlich des letzten bei der Geradenanpassung, auf den linearen Anstieg folgen, werden Nachgiebigkeit, Rißlänge, K_I -Wert und Rißwiderstand sowie für je zwei benachbarte Punkte Rißgeschwindigkeit und mittlerer Rißwiderstand berechnet. Zu Vergleichszwecken werden außerdem die gesamte Brucharbeit U_F , die spezifische Brucharbeit γ_F sowie der Mittelwert $\bar{R}$ des Rißwiderstands über den gesamten Bruchverlauf bestimmt.

3.4.6 Genauigkeit des Verfahrens

Zur Beurteilung der Genauigkeit des Verfahrens wird zunächst die Fehlerfortpflanzung bei der Bestimmung von Rißlänge, Rißwiderstand und Rißgeschwindigkeit untersucht. Dabei kann man sich auf den Bereich der Wilson'schen Funktion beschränken, da in den meisten Fällen nur dort langsame Rißausbreitung möglich ist. Zudem erlaubt die mathematische Form dieser Funktion Gleichungen abzuleiten, die den Einfluß der einzelnen Meßgrößen leicht erkennen lassen.

Für den maximalen Fehler bei der Rißlängenbestimmung ergibt sich aus Gl.51a:

$$\frac{\Delta X}{X} = \left\{ \frac{1}{X} - 1 \right\} \left\{ \frac{1}{2} + (1-X)^2 \cdot \frac{1-\delta \cdot 0,30205}{\delta \cdot 0,4422} \right\} \left\{ \frac{\Delta s_p}{s_p} + \frac{\Delta P}{P} + \frac{\Delta C_o}{C_o} + \left(1 - \frac{C_o}{C}\right) \frac{\Delta \delta}{\delta} \right\}$$

Der durch δ verursachte Fehler gelangt mit wachsender Nachgiebigkeit C , also zunehmendem X voll zur Geltung. Dagegen fällt das Produkt aus den beiden Vorfaktoren mit wachsendem X rasch gegen Null, wie Abb.25 für zwei Werte von δ zeigt, so daß die Genauigkeit der Rißlängenbestimmung mit X zunimmt.

Die Ausgangsgleichung zur Fehlerbestimmung für den Rißwiderstand erhält man durch Einsetzen von (51a) in (6a), wiederum unter Berücksichtigung von (12b):

$$R = 1,00251 \cdot \frac{P}{(1-e) \sqrt{B}} \left(\frac{E}{1-\nu^2} \right)^{1/2} \{ C - C_o \cdot (1 - \delta \cdot 0,30205) \}^{3/2}$$

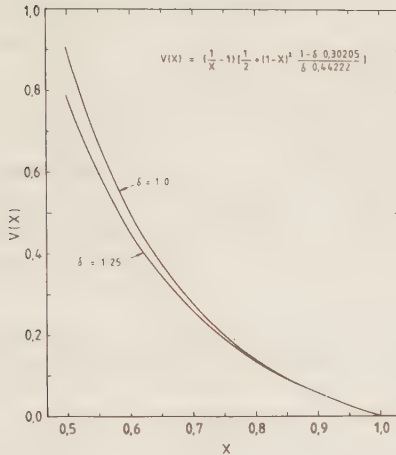


Abb.25: Gewichtungsfaktor der Fehlerfortpflanzung bei der Rißlängenbestimmung, für zwei unterschiedliche Werte von δ .

Mit der Abkürzung $Q = \frac{1/\delta - 0,30205}{0,14741}$ ergibt sich für den Fehler

$$\begin{aligned} \frac{\Delta R}{R} = & \left| \frac{1}{2} - Q \cdot (1-x)^2 \right| \frac{\Delta P}{P} + \left| \frac{3}{2} + Q \cdot (1-x)^2 \right| \frac{\Delta s_p}{s_p} + \left| \frac{1}{2} - Q \cdot (1-x)^2 \right| \frac{\Delta B}{B} + \\ & + \left| 1 + 2Q \cdot (1-x)^2 \right| \frac{\Delta(1-e)}{1-e} + \left| \frac{1}{2} + Q \cdot (1-x)^2 \right| \frac{\Delta E}{E} + \left| (3Q - 5,5432)(1-x)^2 \right| \frac{\Delta W}{W} \\ & + \left| \frac{1}{2} - 2,0491(1-x)^2 \right| \frac{\Delta(1-v^2)}{1-v^2} + \left| (Q + 2,0491)(1-x)^2 \right| \frac{\Delta(1+2e)}{1+2e} . \end{aligned}$$

Daraus kann wiederum eine mit der Rißlänge zunehmende Genauigkeit abgelesen werden, die allerdings für $x \rightarrow 1$ in einen von Null verschiedenen Anteil der einzelnen Fehlerquellen mündet. Nur der Beitrag durch ΔW und $\Delta(1+2e)$ verschwindet dort.

Der Fehler für die Rißgeschwindigkeit kann, in übersichtlicher Form, nur näherungsweise bestimmt werden. Für den Anteil, der auf die Bestimmung der Rißlängendifferenz entfällt, erhält man

$$\frac{\Delta(x_i - x_{i-1})}{x_i - x_{i-1}} = \left(\frac{\Delta s_{p,i}}{s_{p,i}} + \frac{\Delta P}{P_i} \right) / \frac{c_i - c_{i-1}}{c_i} ,$$

wobei die mit einem Stern versehenen Größen die jeweiligen Mittelwerte zu den Indizes i und $i-1$ darstellen. Neben den unmittelbaren Meßfehlern in s_p und P bestimmt also die Nachgiebigkeitsdifferenz zwischen den beiden Punkten die Genauigkeit: die Rißlängendifferenz wird umso sicherer gemessen, je größer der Abstand der Punkte i und $i-1$ auf der Kraft-Weg-Kurve ist.

Der zur Zeitdifferenz $t_i - t_{i-1}$ gehörige Fehler wird zunächst für den Fall der mechanisch betriebenen Maschine bestimmt. Durch Einsetzen von $C_M = 0$ und $\Delta C_M = 0$ erhält man das Ergebnis bei hydraulischem Antrieb. Aus Gl.53 ergibt sich

$$\frac{\Delta(t_i - t_{i-1})}{t_i - t_{i-1}} = \frac{\Delta v_T}{v_T} + \frac{\Delta(s_i - s_{i-1}) + |P_i - P_{i-1}| \Delta C_M + C_M \cdot \Delta(P_i - P_{i-1})}{s_i - s_{i-1} + C_M (P_i - P_{i-1})}.$$

Da $P_i < P_{i-1}$, geht der Nenner gegen Null, wenn die Rißausbreitung bei nahezu konstanter Durchbiegung, also bei hohen Rißgeschwindigkeiten erfolgt. Dann ist nämlich

$$(s_i - s_{i-1}) / (P_{i-1} - P_i) \approx C_M.$$

Die erhöhte Genauigkeit bei Verwendung des hydraulischen Antriebs ist offensichtlich, allerdings wird auch hier bei hohen Rißgeschwindigkeiten wegen der kleinen Differenz $s_i - s_{i-1}$ die Meßunsicherheit erheblich sein.

Der durch die Korrektur mit der Apparaturkurve bedingte Fehler schlägt sich im Fehler Δs_p nieder. Eine direkte Überprüfung ist bei bekannter Anfangsrißlänge möglich durch Vergleich der gemessenen mit der errechneten Anfangsnachgiebigkeit. Dadurch können experimentelle Fehler erkannt und gegebenenfalls der Versuch verworfen werden. Allerdings ist zu beachten, daß die optische Rißlängenbestimmung im Meßmikroskop höchstens auf 1 - 2 % genau sein kann, so daß außer bei groben Unstimmigkeiten nur im Bereich relativ kleiner Rißlängen ($X \approx 0,5 - 0,6$) der optisch ermittelte Wert genauer sein wird.

Der Rißwiderstand wird auf etwa 5 % genau bestimmt. Dies gilt auch für große Rißlängen, da dort die zunehmende relative Ungenauigkeit bei der Kraftmessung den verfahrensbedingten Vorteil fast kompensiert.

Für die Reißgeschwindigkeitsbestimmung bei mechanischem Antrieb ist im Anfangsbereich ein Fehler von 15 % zu erwarten. Bei maximaler Reißgeschwindigkeit muß selbst bei sorgfältigster Versuchsführung mit 50 % Unsicherheit gerechnet werden; dabei ist vorausgesetzt, daß das Meßdiagramm nicht schon durch mangelnde Registriergeschwindigkeit verfälscht worden ist. Bei großen Reißlängen geht der Fehler wieder auf rund 15 % zurück. Die Verwendung des hydraulischen Antriebs bedeutet eine Verbesserung der genannten 50 % auf etwa 35 %.

4 Experimentelle Durchführung

4.1 Probenmaterial

Von den untersuchten Werkstoffen wurden zwei Al_2O_3 -Keramiken selbsthergestellt, die vier HP- Si_3N_4 -Qualitäten wurden von Herrn Dr. Knoch, Köln *) heißgepreßt. Alle anderen Materialien waren kommerziellen Ursprungs: drei Qualitäten Hartmetalls mit 6, 9 und 15 Gew.% Co als Bindephase für die Karbid-Teilchen, wobei das 6 %-ige Material neben dem Wolframkarbid noch 2 Gew.% TaC enthielt (Hersteller: Krupp-Widia, Essen), ein Natronkalkglas, ein technisches Porzellan des Typs KER 110 DIN 40685 der Fa. Hutschenreuther, Selb, sowie zwei Al_2O_3 -Keramiken, Lucalox mit 99,9 % Al_2O_3 (General Electric, USA) und ein reines, feinkörniges Al_2O_3 der Fa. Feldmühle, Plochingen.

4.1.1 Herstellung der Al_2O_3 - Stäbchen

Zur Herstellung der Al_2O_3 -Stäbchen wurde ein kommerzielles α - Al_2O_3 -Pulver (Alcoa A 16, Fa. Alcoa, USA) verwendet, dem als Sinterhilfe 0,5 Gew.% MgO zugestzt wurden. Die Chrom-Dotierung erfolgte durch Zumischen von 2 Gew.% Cr_2O_3 (reinst, Fa. Merck, Darmstadt). Zur besseren Verpreßbarkeit wurde ein flüssiger Kohlenwasserstoff (Polydiol 200, Chem. Werke Hüls, Marl) zugefügt. Nach dem Preßvorgang bei ca. 50 MPa hatten die Grünlinge Abmessungen von $5 \times 6 \times 60 \text{ mm}^3$. In einem Muffelofen wurde bei 900°C an Luft das organische Bindemittel ausgetrieben. Anschließend wurden die Stäbchen in einem von einem Wolframrohr

*) Die Untersuchungen an Si_3N_4 sind Ergebnis einer Zusammenarbeit mit dem Inst. für Werkstoff-Forschung der DFVLR-Köln. Die Durchführung der Bruchexperimente besorgte Herr Dipl. Ing. Himsolt. Weitere Einzelheiten sind in /34/ beschrieben.

elektrisch beheizten Hochvakuumofen ($5 \cdot 10^{-6}$ torr) gebracht und bei 1750°C eine Stunde lang gesintert, Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit betrugen $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$, die lineare Schrumpfung der Stäbchen während des Sinterprozesse 20 % *).

4.1.2 Herstellung der Prüfkörper

Bis auf die Glasproben, die aus größeren Platten herausgetrennt wurden, lagen die Werkstücke in Stäbchenform vor. Allerdings mußten in der Regel alle vier Längsseiten überschleift werden, um eine Planparallelität von mindestens $5 \mu\text{m}$ bei einem Querschnitt von $3,5 \times 4,5 \text{ mm}^2$ zu erreichen. Dazu wurde eine Präzis-Flachschleifmaschine (Fa. Müller, Nürnberg) mit diamantbesetzten Schleifscheiben (Körnung D 150 und D 30, Fa. Diamant Boart, Nürnberg) verwendet. Die Stirnflächen wurden nur an Proben geschliffen, deren elastische Konstanten bestimmt werden sollten.

Der den ersten Anriß ersetzende Sägeschnitt wurde in einer umgebauten Trennmaschine (Fa. Conrad, Clausthal) mittels Diamanttrennscheiben von 0,1 mm Dicke, Körnung D 35 (Fa. Winter, Hamburg) eingebracht. Bei Werkstoffen, für die der Sägeschnitt mit gerader Rißfront nicht ausreichend scharf war, wurde bei definiert gekippten Proben ein Spitzkerb eingesägt, dessen Spitze einen Winkel von 60 bzw 90° einschloß.

4.2.1 Bruchversuche mit mechanischem Maschinenantrieb

Die meisten Bruchversuche erfolgten an normaler Luft von 50 - 70 % rel. Feuchte und $20 - 23^{\circ}\text{C}$. In einigen Fällen wurde nach Auslagern im Trockenschrank Siliconöl in den Sägeschnitt gegeben und mit Vakuumfett abgedichtet. Nach /35/ entspricht dies, bei lückenloser Bedeckung des Rißbereichs, einem Vakuum von ca. 10^{-3} torr.

Bei spitzgekerbten Proben war es zweckmäßig, zunächst bei einer Prüfgeschwindigkeit von $0,5 \mu\text{m}/\text{min}$ einen scharfen Anriß zu erzeugen, der sich ausgehend von der Spitze des Dreiecks bildete und beim Hartmetall und teilweise auch bei den Glasproben von einem plötzlichen Kraftabfall auf 70 - 80 % des er-

*) Herrn Dr. Mörtel vom Lehrstuhl 3 des hiesigen Instituts sei für seine Beratung bei der Probenherstellung gedankt.

reichten Werts begleitet wurde. Da wegen der Unsicherheit des Werts k (s.3.1.2) für Rißlängen zwischen a_0 und a_1 das Auswerteverfahren noch nicht angewandt werden kann, war es günstig, den Anriß bis zur Basis des Dreiecks bei a_1 (s. Abb.1) zu erweitern. Dazu wurde die bei a_1 vorhandene Nachgiebigkeit berechnet und unter Berücksichtigung der Apparaturkurve der sich ergebende Kraft-Weg-Verlauf in das Meßdiagramm eingetragen. Außerdem wurde aus einem Schätzwert für den Rißwiderstand die zu a_1 gehörige Kraft ermittelt und ebenfalls in das Diagrammblatt eingezeichnet. Wenn dann im Experiment die Kraft-Weg-Kurve eine der beiden Ziellinien erreicht hatte, wurde durch Belasten des unteren Drucktellers die Probe augenblicklich entlastet und nach Zurückfahren des Querhaupts aus der Apparatur entnommen. Ein bloßes Umschalten der Bewegungsrichtung des Querhaupts war bei mechanischem Antrieb nicht möglich, da infolge der dabei auftretenden undefinierten Bewegungen des Querhaupts ein Bruch der Probe eintreten könnte. Dagegen konnte während des Experiments die Prüfgeschwindigkeit sprunghaft erhöht oder erniedrigt werden.

4.2.2 Bruchversuche mit hydraulischem Antrieb

Aus den oben dargestellten Schwierigkeiten bei der Bewegungsumkehr des Querhaupts, die beispielsweise die Untersuchung von Hystereseeffekten unmöglich machte, und wegen der in 3.4.4 genannten Vorteile bei der Bestimmung der Rißgeschwindigkeit wurde für einige Experimente der Hydraulikzusatz zur Prüfmaschine verwendet. Dazu wird das Querhaupt, bei abgekoppeltem Spindel-antrieb, am Prüfraumen festgeschraubt. Der Hydraulikzylinder wird am Querhaupt befestigt und bewegt unmittelbar den oberen Druckstempel der Apparatur.

Zur Regelung der Stempelbewegung erwiesen sich die für Zugversuche konstruierten "clip-gauges" des Herstellers als unbrauchbar. Deswegen wurde ein induktiver Wegaufnehmer (Fa. Schae-vitz, USA, Typ 100 HR) eingesetzt, der unmittelbar neben dem eigentlichen Meßaufnehmer angebracht wurde und denselben Weg erfaßte. Dieser AC-AC-Aufnehmer wurde in die Regelelektronik der Prüfmaschine integriert. Zur Anpassung war der Bau eines Vorverstärkers (Zentr. Elektronik-Werkstatt der Fakultät) erforderlich, der neben fünf unterschiedlichen Verstärkungsstufen auch

die optimale Einstellung der Phasenlage zwischen der maschinen-eigenen Erregerspannung und der der Regelelektronik zugeführten Signalspannung des Wegaufnehmers ermöglicht. Wegen der hohen Empfindlichkeit mußte für jede Versuchsserie die Anlage genau abgeglichen werden. Bei optimaler Einstellung konnten Prüfungsgeschwindigkeiten von $1 \mu\text{m}/\text{min}$ in vergleichbarer Güte wie beim mechanischen Antrieb erzeugt werden. Allerdings ist der Stempelbewegung wegen der höherfrequenten Ventilsteuerung eine entsprechende Schwingung mit einer Amplitude von weniger als $0,1 \mu\text{m}$ überlagert.

Mit dieser Versuchstechnik wurde die Hysteresese ungekerbter Al_2O_3 -Proben untersucht. Die Entlastungskurve war um weniger als $0,2 \mu\text{m}$ zu größeren Werten hin verschoben. Dagegen zeigten angerissene Proben (s.5.2.5.4) deutliche Relaxationserscheinungen.

4.3 Begleitende Messungen zur Charakterisierung der Werkstoffe

4.3.1 Dichte und Porosität

Von den geschliffenen, ungekerbten Prüfkörpern wurde die Dichte nach dem Auftriebsverfahren ermittelt. Die Dichte des verwendeten deionisierten Wassers wurde für die auf $1/2^\circ\text{C}$ genau bestimmte Temperatur aus Tabellen /36/ bestimmt, der Luftauftrieb wurde mit einem Dichtewert von $1,2 \cdot 10^{-3} \text{ g}/\text{cm}^3$ berücksichtigt, so daß die erreichte Genauigkeit besser als $0,1 \%$ sein sollte.

Für die reinen Al_2O_3 -Keramiken wurde aus den gemessenen Dichtewerten und der theoretischen Dichte des Saphireinkristalls von $3,986 \text{ g}/\text{cm}^3$ ein Porositätswert gemäß

$$p = 1 - \rho_{\text{ex}}/\rho_{\text{theor}} \quad (54)$$

berechnet. Beim Cr_2O_3 -dotierten Material wurde ein aus der Einkristallwerten ermittelter Wert $\rho_{\text{theor}} = 4,0113 \text{ g}/\text{cm}^3$ zu Grunde gelegt. Bei den Hartmetallen wurde die Dichte aus der Masse und den geometrischen Abmessungen bestimmt.

4.3.2 Dynamische Messung der elastischen Konstanten

Zur Ermittlung der bruchmechanischen Größen ist eine möglichst genaue Kenntnis der elastischen Konstanten wichtig. Zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls aus Nachgiebigkeitsmessungen ungekerbter Proben ist die gewünschte Genauigkeit höchstens bei

Verwendung von Eichproben aus möglichst gleichartigem Material möglich, beim vereinfachten Verfahren (s.3.4.2) muß mit Abweichungen von 5% und mehr gerechnet werden, wie ein Vergleich der so bestimmten E-Moduln mit dynamisch ermittelten Werten zeigt. Dabei kann der prinzipielle, auf Wärmeleitung beruhende Unterschied zwischen adiabatisch und isotherm gemessenen E-Moduln vernachlässigt werden. Nach /37/ gilt:

$$E_{ad} \approx E_{iso} \cdot \left(1 + E_{iso} \cdot \frac{T \cdot \alpha_1^2}{c_p^*} \right)$$

Dabei ist T die absolute Temperatur, α_1 der lineare Ausdehnungskoeffizient und c_p^* die auf das Volumen bezogene spezifische Wärme. Mit den Werten $\alpha_1 = 8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $c_p^* = 3,1 \text{ J/(K} \cdot \text{cm}^3)$ und $E_{iso} = 380 \text{ GN/m}^2$ ergibt sich bei RT für Al_2O_3 ein Unterschied von 0,23 %. Darüber hinaus muß bedacht werden, daß wegen der von Null verschiedenen Prüfgeschwindigkeit die Bruchversuche selbst nicht isotherm ablaufen.

Die elastischen Konstanten E-Modul, Schubmodul G und daraus abgeleitet die Poisson'sche Querkontraktionszahl ν werden deshalb nach der Förster'schen Resonanzmethode /38/ mit dem Elastomat 1.024 (Fa.Förster, Reutlingen) ermittelt. Aus den Eigenfrequenzen der longitudinalen, transversalen und torsionalen Schwingungen der stäbchenförmigen Prüfkörper sowie deren Dichte und Geometrie können die gesuchten Größen errechnet werden.

Die Identifizierung eines gemessenen Schwingungsspektrums geschieht iterativ. Aus der vermuteten Grundfrequenz eines Schwingungstyps wird der entsprechende Modul bestimmt und daraus wieder das theoretisch zu erwartende Oberschwingungsspektrum berechnet. Bei Übereinstimmung von gemessenen und berechneten Frequenzen für alle Schwingungsmoden im experimentell erfaßbaren Bereich von 500 bis 140 000 Hz ist die Messung abgeschlossen.

Longitudinale Schwingungen eignen sich weniger zur E-Modul-Bestimmung, da in der Regel nur die Grundfrequenz im Meßbereich liegt. Da die Genauigkeit der E-Modul-Bestimmung aus Biegeschwingungen stärker durch die Querkontraktionszahl beeinflusst wird, muß zunächst der Schubmodul aus den Drehschwingungen ermittelt werden. Die Frequenzgleichung liegt in expliziter Form

vor /39/:

$$G = \rho \frac{4 l^2 f_i}{i^2} R \quad (55)$$

Darin sind ρ die Dichte, l die Länge der Probe, f_i die i -te Eigenfrequenz und R ein Faktor, in den eine Formzahl für die torsionale Steifigkeit der Probe eingeht. Für einfache Probenquerschnitte kann R exakt angegeben werden: Bei kreiszylindrischen Stäben ist $R = 1$, für quadratischen Querschnitt gilt $R = 1,183$. Spinner et al./39/ haben für rechteckigen Querschnitt die Beziehung

$$R = \frac{1 + (b/a)^2}{4 - 2,521 \frac{a}{b} \left(1 - \frac{1,991}{\exp(\pi b/a) + 1}\right)} \left\{ 1 + (0,00851 i^2 \frac{b^2}{l^2}) - 0,06 (i \frac{b}{l})^{3/2} \cdot (\frac{b}{a} - 1)^2 \right\}$$

angegeben. Dabei ist a die kürzere, b die längere Querschnittsseite.

Für die Ermittlung des E-Moduls aus den Frequenzen der Biegeschwingungen ergibt sich aus der Goens'schen Lösung der Differentialgleichung die Frequenzgleichung /40/

$$E = \rho \frac{48 \pi^2}{m_i^2} \frac{l^4}{a^2} f_i^2 \quad . \quad (56)$$

a ist hier die Länge jener Probenkante, die parallel zur Schwingungsrichtung liegt. Die von der Ordnung der Schwingung abhängigen Zahlenwerte m_i liegen nur für unendlich dünne Stäbchen tabelliert vor. Bei endlicher Dicke ist nach Goens /41/ die Nullstelle einer transzendenten Funktion zu bestimmen, deren Koeffizienten durch Geometrie und Poissonzahl bestimmt werden. Weiterhin geht die schon bei den Formeln für die Nachgiebigkeit aufgetretene Scherkorrektur κ ein. Die Lösung dieser Gleichung geschieht iterativ, beginnend mit einem in der Näherung "dünner Stab" ermittelten Wert für den E-Modul und der daraus und aus dem schon bekannten Schubmodul berechneten Poissonzahl. Bei einer durch die Rechengenauigkeit ($2 \cdot 10^{-6}$) bestimmten Übereinstimmung zwischen den Werten des i -ten und $i+1$ -ten Schritts wird die Itera-

tion abgebrochen.

Die Abhängigkeit der Scherkorrektur κ von der Poissonzahl ν wird in der Literatur durch zwei Näherungen für kleine bzw. große Wellenlängen beschrieben /42/. Allerdings zeigen genaue Messungen bei Verwendung dieser Korrekturen relativ große Abweichungen (0,1 - 0,2 %) der errechneten Oberfrequenzen von den Meßwerten. Dies dürfte auf die Vernachlässigung der Querschnittsform zurückzuführen sein. Durch geeignete Wahl des Korrekturwerts κ wird eine Übereinstimmung für die erste bis vierte Harmonische von besser als $2 \cdot 10^{-4}$ erzielt. Der Einfluß auf den Wert des E-Moduls ist jedoch geringer als 0,1 %.

Die Genauigkeit des Meßverfahrens ist, wie Gl.55 und 56 ausweisen, vor allem durch die Geometrie der Proben bedingt. Die Messung der Frequenz kann nach Herstellerangaben auf 10^{-6} genau erfolgen und stellt damit einen vernachlässigbaren Beitrag zum Gesamtfehler dar. Dagegen wird die Resonanzfrequenz beeinträchtigt durch die Lage der Fäden, an denen die Probe aufgehängt und über die die Schwingungen von und zu den piezoelektrischen Systemen übertragen werden. Im Interesse einer ausreichenden Schwingungsamplitude müssen sich die Fäden außerhalb der Schwingungsknoten befinden. Durch systematische Variation des Abstands zum Knoten konnte gezeigt werden, daß bei einer Grundfrequenz zwischen 15 und 20 kHz (typisch für Al_2O_3 -Proben) der Biegeschwingung eine Verschiebung der Resonanzfrequenz um höchstens 3 Hz auftritt. Der Gesamtfehler wird also überwiegend durch Unsicherheiten bei der Bestimmung der Geometrie hervorgerufen, bei entsprechend guter Bearbeitung waren 0,5 % erreichbar.

4.3.3 Gefügeanalyse und Fraktographie

Die mittleren Korndurchmesser der einphasigen Werkstoffe wurden an ebenen, angeätzten Schlifflinien nach dem Schnitteinlinien-Verfahren bestimmt /43/. Die Entwicklung des aus Karbidteilchen und Kobaltmatrix bestehenden Hartmetallgefüges ist bei Engel/44/ ausführlich beschrieben: nach einer speziellen Ätzung wurden Oberflächenabdrücke hergestellt und diese Folien im TEM durchstrahlt. Neben den mittleren Teilchendurchmessern wurde auch die mittlere freie Weglänge zwischen den Karbiden bestimmt, die der Co-Schichtdicke entspricht. Die zur Auswertung erforderlichen

Rechenprogramme wurden freundlicherweise von Herrn Dipl.Phys. Pschenitzka zur Verfügung gestellt.

Bruchflächen wurden im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Außerdem wurden an zwei Lucalox-Proben Höhenprofile mittels eines Perthometers (Fa. Perthen-Feinprüf, Hannover) aufgenommen, wobei die Höhenauflösung unter $1\text{ }\mu\text{m}$ lag.

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Allgemeine Charakterisierung der untersuchten Werkstoffe

Die ermittelten Werte für die Dichte ρ , den E-Modul E, den Schubmodul G, die Poissonzahl ν , den mittleren Korn- bzw. Teilchendurchmesser $\bar{d}$ bzw. $\bar{d}_T$, die mittlere Freie Weglänge zwischen den Teilchen, die der Co-Schichtdicke entspricht, λ_{Co} , und der Porosität p sind in der folgenden Tabelle aufgelistet.

	ρ g/cm	E GN/m	G GN/m	ν	$\bar{d}$ bzw. $\bar{d}_T$ μm	λ_{Co} μm	p %
Hartmetalle							
WC + 2% TaC + 6% Co	14,81	624	256	0,216	0,76	0,20	-
WC + 9% Co	14,61	589	243	0,214	1,0	0,25	-
WC + 15% Co	14,00	528	216	0,220	1,0	0,45	-
Al₂O₃ - Keramiken							
Lucalox, 0,25% MgO	3,972	400	162	0,235	9,6	-	0,4
Al ₂ O ₃ + 0,5% MgO, s.h.	3,943	389	157	0,234	5	-	1,1
Al ₂ O ₃ + 2% Cr ₂ O ₃ , s.h.	3,964	388	156	0,244	6,2	-	1,0
Al ₂ O ₃ , Feldmühle	3,922	389	157	0,234	4,0	-	1,6
HP - Si₃N₄							
15% - Anteil	3,148	318	126	0,258	1-2 ^{*)}	-	-
34% "	3,146	311	124	0,257	"	-	-
64% "	3,148	303	119	0,271	"	-	-
100% "	3,149	310	122	0,265	"	-	-
Porzellan KER 110	2,463	86,6	36,3	0,194	-	-	-
Natronkalkglas	2,468	70,4	29,2	0,207	-	-	-

^{*)} eine detaillierte Gefügebeschreibung findet sich in /34/.

5.2 Ergebnisse der Rißausbreitungsversuche

5.2.1 Fensterglas

Die Messungen an Fensterglas wurden mit dem Ziel unternommen, einen Vergleich des neuen mit schon bekannten Meßverfahren zu ermöglichen. Der erforderliche scharfe Anriß wurde nach der schon beschriebenen Spitzkerbmethode erzeugt. Wegen des kleinen Rißwiderstands des Glases sind die bei der Rißausbreitung wirkenden Kräfte sehr klein. Dies bedeutet wegen der Kraftabhängigkeit der Apparturnachgiebigkeit trotz der großen Probennachgiebigkeit einen relativ großen Wert von $\alpha = C_M/C_0$ und gemäß Gl.27 eine Anfangsrißlänge, die bei $X_0 \approx 0,65$ liegt (Probengeometrie in mm: $B = 3,5$, $W = 4,5$, $l = 45$, $e = 10$). Damit ist allerdings die untere Meßgrenze der 5000 N -Kraftmeßdose fast erreicht, empfindlichere Meßdosen würden eine noch größere Maschinennachgiebigkeit zur Folge haben. Trotzdem zeigen die Ergebnisse, die in Abb.26 dargestellt sind, eine recht gute Übereinstimmung mit Literaturwerten /45,46/, die an DCB-Proben ermittelt worden sind. Insbesondere die durch ausgefüllte Sym-

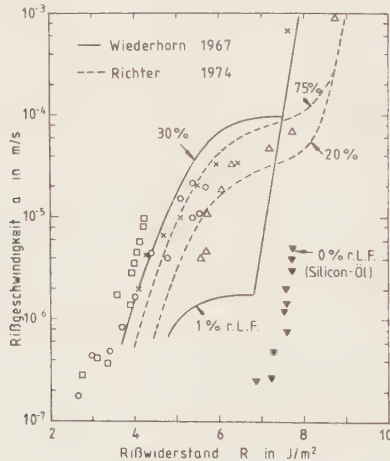


Abb.26: Abhängigkeit der Rißgeschwindigkeit vom Rißwiderstand für Natronalkglas. Die eingetragenen Linien entsprechen Messungen aus der Literatur /45,46/.

bole gekennzeichneten, unter vakuumähnlichen Bedingungen gemessenen Werte liegen recht gut auf der Verlängerung des Vakuumasts der Richter'schen Ergebnisse. Die übrigen, bei undefinierter Luftfeuchte von etwa 50 bis 70 % erhaltenen Punkte streuen im wesentlichen innerhalb des von Wiederhorn und Richter angegebenen Bereichs.

5.2.2 Siliziumnitrid

Die Untersuchungen an den Si_3N_4 -Qualitäten erfolgten, wie auch alle weiteren, an Luft. Auch bei diesen Werkstoffen werden bei geraden Sägeschnitten vermutlich infolge des zu großen Kerbrundungsradius zunächst zu große Kraftwerte und anschließend unkontrollierte Rißausbreitung beobachtet. Zur Anrißerzeugung wurde deshalb wieder auf die Spitzkerbgeometrie zurückgegriffen. Proben mit einem derartigen Anriß konnten bei relativ hohen Prüfgeschwindigkeiten (20 $\mu\text{m}/\text{min}$) untersucht werden (Probengeometrie wie in 5.2.1). Die in Abb.27 dargestellten

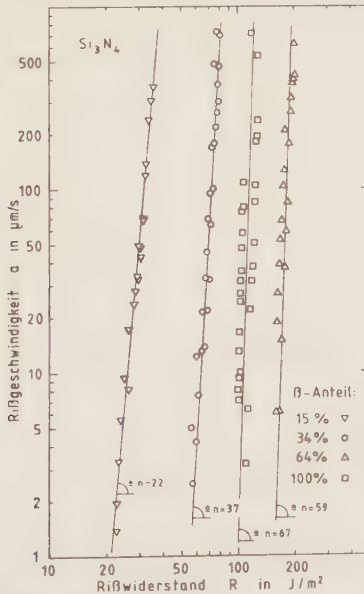


Abb.27: Rißausbreitungsverhalten von vier unterschiedlichen Qualitäten heißgepreßten Siliziumnitrids.

Ergebnisse zeigen im wesentlichen einen eindeutigen Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Rißwiderstand. Dabei ist eine deutliche Abhängigkeit vom Gefüge festzustellen. Nach /34/ findet mit zunehmendem β -Anteil ein Übergang vom α -reichen Material mit equiaxialen Körnern zum stäbchenförmig-verzahnten Gefüge bei hohem β -Gehalt statt. Damit verbunden ist, bei gleicher Rißgeschwindigkeit, ein Anstieg des Rißwiderstands, wobei der leichte Abfall beim 100%-igem Material nach /34/ auf die nach vollständiger Umwandlung einsetzende Kornvergrößerung zurückzuführen ist. Der Zusammenhang zwischen $\dot{a}$ und R kann bei der üblichen Beschreibung im Rahmen eines Potenzgesetzes, Gl.35, durch die angegebenen Exponenten charakterisiert werden. Wenngleich solchen Zahlenwerten angesichts der begrenzten Meßgenauigkeit keine übermäßige Bedeutung beigemessen werden sollte, ergibt sich doch ein mit dem β -Anteil steigender Trend zu höheren Werten.

Die Frage, wie gut das zur Beschreibung herangezogene Potenzgesetz erfüllt ist, kann an Hand von Abb.28 beantwortet werden. Dort ist für die Probe mit 34 % β -Anteil der Verlauf des Rißwiderstands über der Rißverlängerung aufgetragen. Den Meß-

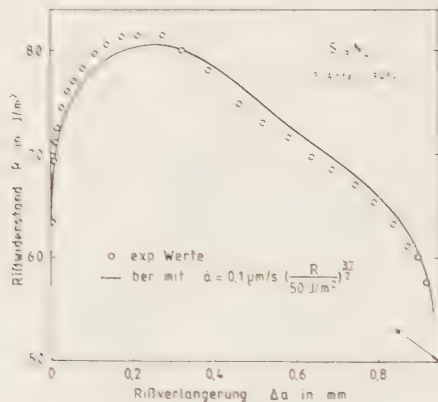


Abb.28: Vergleich experimenteller Werte mit dem gemäß (34a) berechneten Verlauf des Rißwiderstands über der Rißverlängerung für ein Si_3N_4 mit dem angegebenen Rißausbreitungsverhalten.

punkten ist eine gemäß Gl.34a unter Zugrundelegung der angegebenen Parameter des Potenzgesetzes berechnete Kurve gegenübergestellt. Die Übereinstimmung kann als sehr gut bezeichnet werden und unterstreicht die Anwendbarkeit der Wilson'schen Korrekturfunktion auch bis zu sehr großen relativen Rißlängen hin.

5.2.3 Porzellan

Das Porzellan KER 110 konnte schon ausgehend von einem geraden Sägeschnitt langsam gebrochen werden, allerdings erhält man infolge der Kerbgrundschädigung durch das Sägen im Anfangsbereich reproduzierbar zu kleine Werte für den Rißwiderstand. Dieser Bereich wird im Meßdiagramm durch einen mehr oder minder deutlich ausgeprägten Knick in der Kraft-Weg-Kurve nach dem Maximum begrenzt. Erst nach einer Rißverlängerung von 0,8 bis 1 mm (Probengeometrie in mm: $B = 4$, $W = 9,1$, $l = 45$, $e = 15$, $a_0 = 5$) konnte das in Abb.29 dargestellte Rißausbreitungsverhalten gemessen

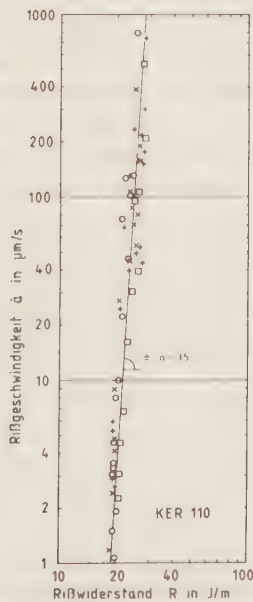


Abb.29: Abhängigkeit der Rißgeschwindigkeit vom Rißwiderstand für das Porzellan KER 110.

sen werden. Dabei streuen die Exponenten der Einzelmessungen zwischen 24 und 48; der eingetragene Wert $n = 35$ ist als Mittelwert über alle Punkte anzusehen. Wegen des komplexen Gefügebauaufbaus des Porzellans und in Ermangelung vergleichbarer Literaturwerte muß auf eine weitergehende Diskussion verzichtet werden. Damit soll jedoch nicht ausgeschlossen werden, daß vergleichbare Effekte wie beim Al_2O_3 (s.5.2.5) vorliegen könnten, die allerdings nur durch umfangreichere Untersuchungen aufgeklärt werden können.

5.2.4 Hartmetall

Die drei untersuchten Hartmetall-Qualitäten unterscheiden sich in erster Linie in ihrem Gehalt an Co-Bindephase *). Für alle drei ist die Anrißerzeugung mittels Spitzkerb erforderlich.

Das Material mit 6 % Co-Gehalt wurde von Engel /47/ ausführlich beschrieben. Ihm ist auch für die Überlassung der Meßprotokolle zu danken. Das zur Auswertung herangezogene Experiment wurde, wie alle bisher behandelten Versuche, mit dem mechanischen Antrieb der Prüfmaschine durchgeführt. Das Ergebnis zeigt Abb.30. Der Rißwiderstand ist über den gesamten Bereich der Rißausbreitung praktisch konstant, obwohl die Prüfgeschwindigkeit von anfänglich Null sprunghaft bis auf $20 \mu\text{m}/\text{min}$ erhöht worden ist. Für ein derartiges Materialverhalten kann gemäß 3.2.3.2,2 die Rißgeschwindigkeit aus den elastischen Eigenschaften von Probe und Maschine berechnet werden. Der Vergleich der entsprechend Gl.38 normierten, experimentellen Rißgeschwindigkeitswerte mit dem theoretisch ermittelten Verlauf zeigt unter Berücksichtigung der Meßgenauigkeit eine sehr gute Übereinstimmung.

Unter der Voraussetzung, daß das hier im Geschwindigkeitsbereich von $1 < \dot{a} < 20 \mu\text{m}/\text{s}$ gefundene Verhalten auch außerhalb dieses Bereichs vorliegt, sollten Rißwiderstand, spezifische Brucharbeit und kritischer Spannungsintensitätsfaktor äquivalente Materialkenngrößen sein. Tatsächlich ist, wie in /48/ gezeigt

*) Nach Mitteilung von Herrn Dipl.Ing. Bretfeld, Fa. Krupp, sind jedoch die Verunreinigungen der Co-Phase von einer Qualität zur anderen oftmals unterschiedlich, so daß ein erhöhter Co-Anteil nicht von einer entsprechend großen Zunahme der Duktilität des Werkstoffs begleitet sein muß.

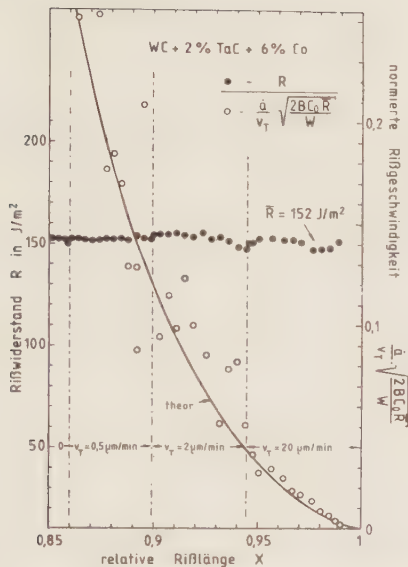


Abb.30: Rißwiderstand und normierte Rißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der relativen Rißlänge für Hartmetall mit 6 % Co-Gehalt. Die durchgezogene Linie stellt den gemäß Gl.38 berechneten Verlauf der Rißgeschwindigkeit dar.

wird, die Übereinstimmung bei diesem Material recht gut, wesentlich besser als bei den noch zu diskutierenden Al_2O_3 -Keramiken.

Die beiden Hartmetalle mit dem höheren Co-Gehalt wurden mit hydraulischem Maschinenantrieb gebrochen (Probengeometrie in mm: $B = 3,5$, $W = 7$, $l = 59$, $e = 10$, $a_1 = 5$). Wie bei der Darstellung der Ergebnisse an der Al_2O_3 -Keramik (Fa.Feldmühle) noch ausführlich erörtert wird, kann damit die Rißausbreitung durch Bewegungsumkehr des Druckstempels beliebig gestoppt und die Entlastung der Probe meßtechnisch in gleicher Weise wie die Belastung erfaßt werden. Hier zeigt sich, daß nach Umkehr der Stempelbewegung keine weitere Rißausbreitung oder allgemeiner keine Relaxation auftritt; die Entlastungskurve ist zunächst ebenso linear wie die Belastungskurve vor der Rißausbreitung. Erst bei relativ kleinen Kraftwerten trat ein dem Al_2O_3 vergleichbarer, jedoch be-

tragsmäßig kleinerer Effekt auf, der ebenso wie dort auf unvollständiges Rißschließen zurückgeführt wird.

In Abb.31 ist ein Versuchsergebnis in ähnlicher Weise wie in Abb.30 dargestellt. Der Rißwiderstand ist nun keineswegs mehr konstant. Dabei muß einschränkend bemerkt werden, daß der Anfangsteil der Kurve noch in den Spitzkerbbereich fällt, in dem die Auswertung exakt noch nicht möglich ist. Die Punkte wurden unter der Annahme ermittelt, daß die Nachgiebigkeit für die trapezförmige Rißfront nicht wesentlich verschieden von der einer geraden Rißfront ist /25/. Dabei ist der Fehler im Rißwiderstand größer als bei der Rißgeschwindigkeit, die allerdings wieder den von Abb.28 für Si_3N_4 bekannten Anstieg zeigt. Beschränkt man die

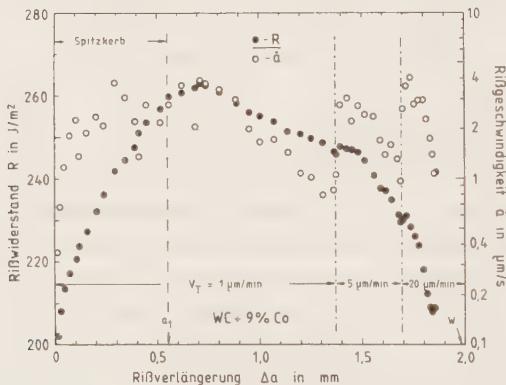


Abb.31: Rißwiderstand und Rißgeschwindigkeit von Hartmetall mit 9 % Co-Anteil in Abhängigkeit von der Rißverlängerung bei sprunghaft geänderten Prüfgeschwindigkeiten.

weitere Betrachtung auf den Bereich mit durchgehender Rißfront, so zeigt sich, daß kein eindeutiges Rißausbreitungsverhalten vorliegt. Trotz sprunghaft erhöhter Prüfgeschwindigkeit und der damit verbundenen gesteigerten Rißgeschwindigkeit zeigt der Rißwiderstand einen fast kontinuierlichen Abfall, so daß beispielsweise zu der Rißgeschwindigkeit $\dot{a} = 2 \mu\text{m/s}$ drei verschiedene Rißwiderstände auftreten. In Abb.32 sind die Ergebnisse aller Experimente eingetragen, wobei die im Spitzkerbbereich näherungsweise ermittelten Werte fehlen. Man findet für jede Prüfgeschwin-

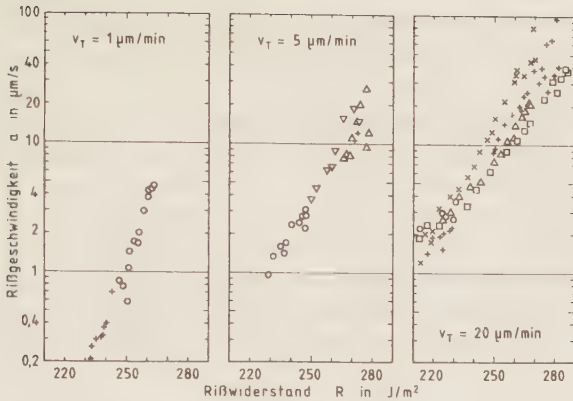


Abb.32: Abhängigkeit der Rißgeschwindigkeit vom Rißwiderstand von WC + 9% Co für drei unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten.

digkeit abgesehen von Streuungen einen eindeutigen Zusammenhang zwischen $\dot{a}$ und R . Offenbar beeinflusst hier die Belastungsgeschwindigkeit das Rißausbreitungsverhalten.

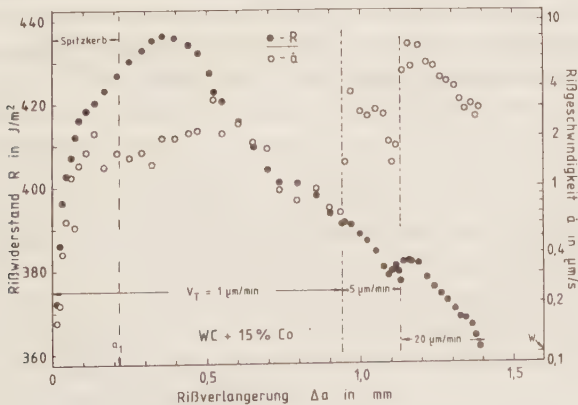


Abb.33: Rißwiderstand und Rißgeschwindigkeit von Hartmetall mit 15 % Co-Anteil in Abhängigkeit von der Rißverlängerung bei sprunghaft geänderten Prüfgeschwindigkeiten.

Von den Ergebnissen an dem 15 % Co enthaltenden Material ist in Abb.33 wieder der Verlauf von Rißwiderstand und Rißgeschwindigkeit über der Rißverlängerung aufgetragen. Zusätzlich zu den beim 9 %-igen Hartmetall gefundenen Effekten ist hier selbst bei konstantgehaltener Prüfgeschwindigkeit kein eindeutiger Zusammenhang zwischen $\dot{a}$ und R mehr festzustellen, insgesamt streuen die Ergebnisse stärker als vorher, die Werte liegen in den Bereichen $350 < R < 440 \text{ J/m}^2$ und $0,2 < \dot{a} < 80 \text{ } \mu\text{m/s}$.

In Abgrenzung zu den im folgenden berichteten Ergebnissen wird darauf hingewiesen, daß in allen vorangehenden Fällen - eine gewisse Ausnahme bildet das Porzellan- der Rißwiderstand zu großen Rißlängen hin gleichmäßig abgenommen hat.

5.2.5 Aluminiumoxid

5.2.5.1 Lucalox

Die Lucalox-Proben (Geometrie in mm: B = ,5, W = 4,8, l = 45, e = 10) konnten, wie alle übrigen Al_2O_3 -Keramiken, ausgehend von einem geraden Sägeschnitt langsam gebrochen werden. Abb.34 zeigt das Ergebnis von zwei Messungen mit unterschiedlicher Anfangsrißlänge. Der Rißwiderstand steigt kontinuierlich zu einem plateauartigen Wert an und geht bei relativen Rißlängen $X \approx 0,95$ in einen weiteren verstärkten Anstieg über. Dabei liegt der plateauartige Wert bei geringerer Anfangsrißlänge etwas höher. Die Rißgeschwindigkeit zeigt dagegen den vom Si_3N_4 gewohnten Gang: nach anfänglichem Anstieg und Durchlaufen eines Maximums fällt $\dot{a}$ mit weiter zunehmender Rißlänge kontinuierlich ab. In einem $\dot{a}$ - R -Diagramm, Abb.35, bedeutet dies ein Aufspalten der üblichen Kurve in zwei Äste, einen ansteigenden, der zum ersten Teil der Rißausbreitung gehört und bei dem wie gewohnt positive Steigungswerte n erhalten werden, und einen abfallenden Ast, der zum Bereich mittlerer und großer Rißlängen gehört und in dem n negativ wäre. Daß hier kein durch Meßfehler vorgetäushtes Verhalten vorliegt, belegen die Fehlerkreuze; auf die Reproduzierbarkeit wird bei den Cr_2O_3 -dotierten Werkstoffen eingegangen. Weiterhin ist zu bemerken, daß die Steigungen im Anfangsbereich durch die Anfangsrißlänge beeinflußt werden: bei kleinerem a_0 werden größere n-Werte festgestellt als bei großem a_0 . Dieses

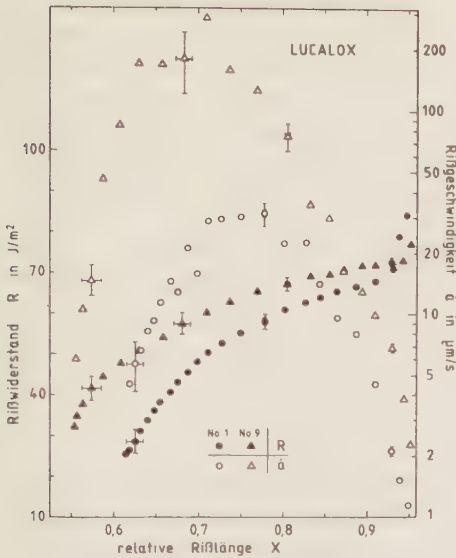


Abb. 34

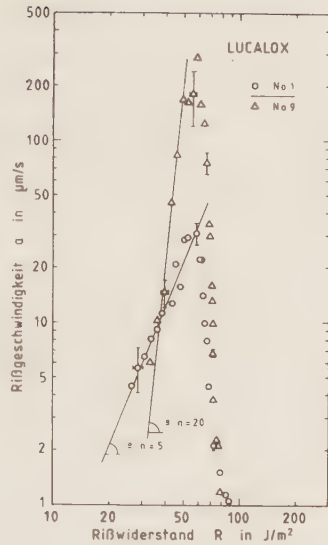


Abb. 35

Abb. 34 und 35: Rißausbreitungsverhalten von Lucalox bei unterschiedlichen Anfangsrißlängen und Prüfgeschwindigkeiten (No. 1: $v_T = 5 \mu m/min$, No. 9: $v_T = 10 \mu m/min$). In Abb. 34 sind Rißwiderstand und Rißgeschwindigkeit über der relativen Rißlänge aufgetragen, Abb. 35 zeigt dieselben Punkte in einer $\dot{a} - R$ Darstellung.

ungewohnte Rißausbreitungsverhalten wird noch deutlicher sichtbar in Abb. 36, in der die Ergebnisse eines Experiments mit sprunghaft erhöhter Prüfgeschwindigkeit dargestellt sind. Der Rißwiderstand steigt kontinuierlich an, wobei unmittelbar nach einem Sprung in v_T auch eine verstärkte Zunahme in R beobachtet wird. Für eine Rißgeschwindigkeit von beispielsweise $5 \mu m/s$ wird man, bei stetiger Verbindung der $\dot{a}$ - Werte, fünf verschiedene Werte des Rißwiderstands finden.

Selbst für dieses Material wurden keine unmittelbar vergleichbaren Messungen in der Literatur gefunden. Bei Evans et al. /49/ wird für ein Lucalox-Material mit einer Korngröße von $30 \mu m$

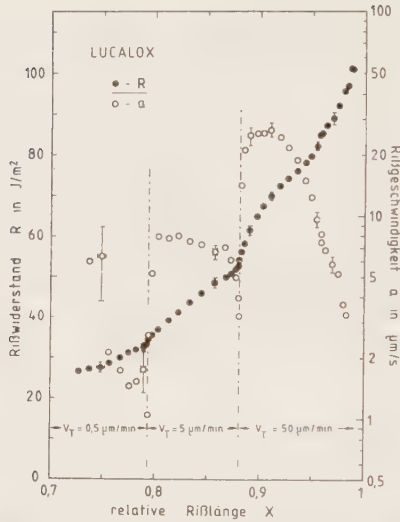


Abb.36: Rißwiderstand und Rißgeschwindigkeit von Lucalox in Abhängigkeit von der Rißlänge bei sprunghaft erhöhter Prüfgeschwindigkeit.

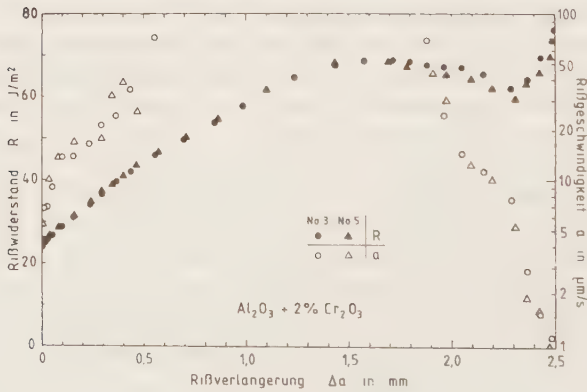


Abb.37: Abhängigkeit des Rißwiderstands und der Rißgeschwindigkeit von der Rißverlängerung für ein selbsthergestelltes Al_2O_3 mit 2 % Cr_2O_3 - Zusatz.

nur eine unter Wasser durchgeführte Messung an einer DT-Probe sowie der bei $\dot{a} = 1$ m/s bestimmte K_{IC} -Wert von $4,9 \text{ MN/m}^{3/2}$ entsprechend einem Rißwiderstand von 60 J/m^2 angegeben. Für den Exponenten n der Rißausbreitungsmessung findet Evans $n = 52$. In dieser Arbeit wird auch auf Unstimmigkeiten bei der Untersuchung der Schallemission an DT- und Biegeproben hingewiesen, allerdings fehlen Angaben über das $\dot{a}$ - R -Verhalten im Biegeversuch.

5.2.5.2 Al_2O_3 mit 2 % Cr_2O_3

An diesem selbstergestellten Material wurden an zwei Proben aus einer Herstellungsladung Messungen unter möglichst gleichartigen Bedingungen durchgeführt, um die Reproduzierbarkeit des Anstiegs im Rißwiderstand nachzuweisen. Probengeometrie in mm: $B = 3,6$, $W = 4,8$, $l = 44$, $e = 10$, $a_0 = 2,1$; $v_T = 5 \text{ } \mu\text{m/min}$. Die Rißausbreitung erfolgte beidemal ausgehend von einem Sägeschnitt. Abb.37 zeigt die Ergebnisse : Der Verlauf des Rißwiderstands ist bis auf den Bereich sehr großer Rißlängen völlig gleich, die eingezeichneten Werte für die Rißgeschwindigkeit zeigen ebenfalls gleichen Gang und sind in Anbetracht der geringeren Meßgenauigkeit ebenfalls als übereinstimmend zu bezeichnen. Es ist anzumerken, daß im Bereich mittlerer Rißlängen infolge der begrenzten Schreibgeschwindigkeit keine Auswertung der Rißgeschwindigkeit möglich war.

5.2.5.3 Reines, selbsterstelltes Al_2O_3

An dem reinen, selbstergestellten Material wurden einige Untersuchungen zur Abhängigkeit des Rißausbreitungsverhaltens von der Anfangsrißlänge und der Prüfgeschwindigkeit durchgeführt (Probengeometrie etwa wie bei 5.2.5.2). In Abb.38 sind die Ergebnisse als Verlauf des Rißwiderstands mit der Rißlänge dargestellt; die Prüfgeschwindigkeit war $5 \text{ } \mu\text{m/min}$, die Rißausbreitung ging von einem Sägeschnitt aus. Mit zunehmender Anfangsrißlänge ändert sich die R-Kurve, während im Teilbild a und b noch ein deutliches Maximum vorhanden ist, findet man bei c und d nur noch einen mehr oder minder ausgeprägten Sattelpunkt. Für den in a und b gestrichelten Bereich der Kurven war aus gleichem Grund wie bei 5.2.5.2 keine Auswertung der Rißgeschwindigkeit

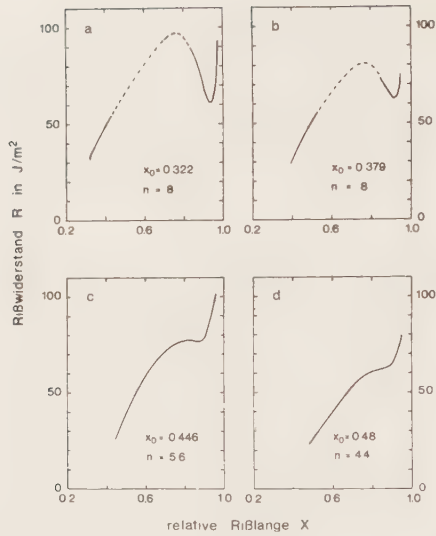


Abb.38: Rißwiderstandskurven des reinen, selbthergestellten Al_2O_3 bei unterschiedlichen Anfangsrißlängen, $v_T = 5 \mu\text{m/min}$

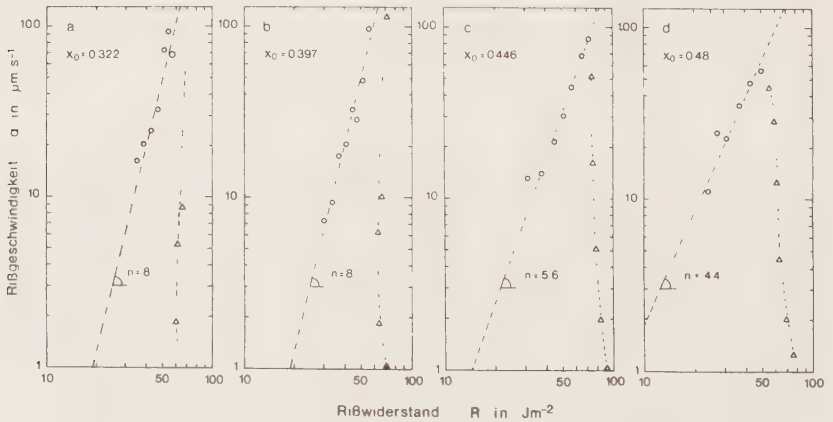


Abb.39: Rißgeschwindigkeit-Rißwiderstands-Verläufe derselben Versuche wie in Abb.38.

keit möglich. Die zugehörigen $\dot{a}$ - R -Diagramme zeigt Abb.39. Hier ist wieder die Aufspaltung des Verlaufs in zwei Äste entgegengesetzter Steigung festzustellen. Die Steigung im Anfangsbereich fällt mit zunehmender Anfangsrißlänge, die Aufspaltung beider Äste wird gleichzeitig größer.

Den Einfluß der Prüfgeschwindigkeit bei kleinen Werten von v_T zeigt Abb.40. Darin wird für jeweils zwei ungefähr gleich große Anfangsrißlängen die Auswirkung der um den Faktor 10 verschiedenen Prüfgeschwindigkeit dargestellt. Man erkennt, daß die Höhe des Maximums mit abnehmendem v_T geringer wird. Dies wäre auch bei eindeutigen Zusammenhang zwischen $\dot{a}$ und R zu erwarten. Allerdings fällt der Exponent im Anfangsbereich mit abnehmendem v_T ab. Dies bedeutet, daß die Abweichungen vom eindeutigen Zusammenhang mit fallendem v_T und zunehmendem x_0 größer werden.

Abb.41 zeigt zusammenfassend die Ergebnisse bei kleinen Prüfgeschwindigkeiten. Dieses ungewöhnliche Verhalten verschwin-

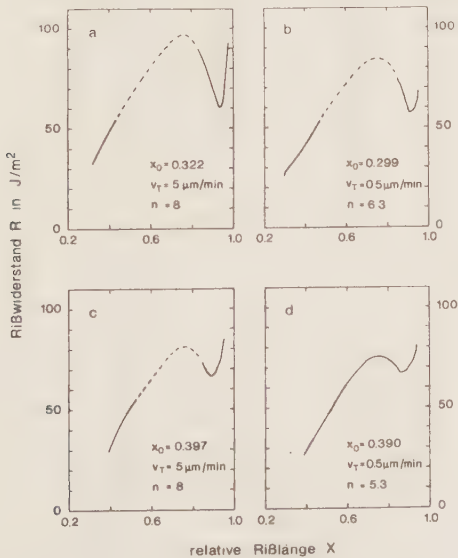


Abb.40: Einfluß der Prüfgeschwindigkeit auf den Rißwiderstandsverlauf bei reinem, selbthergestelltem Al_2O_3 für jeweils zwei fast gleiche Anfangsrißlängen.

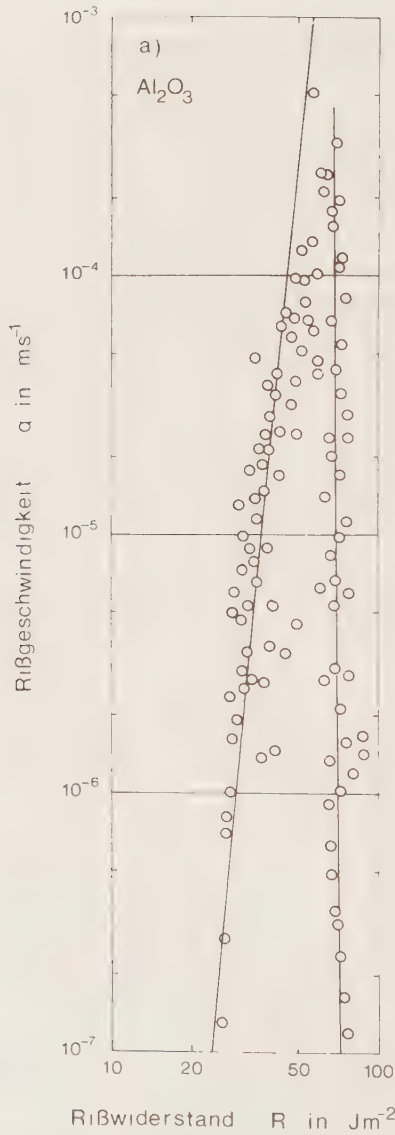


Abb.41: Zusammenfassende Darstellung der $\dot{a}$ - R -Verläufe an reinem Al_2O_3 bei kleinen Prüfgeschwindigkeiten.

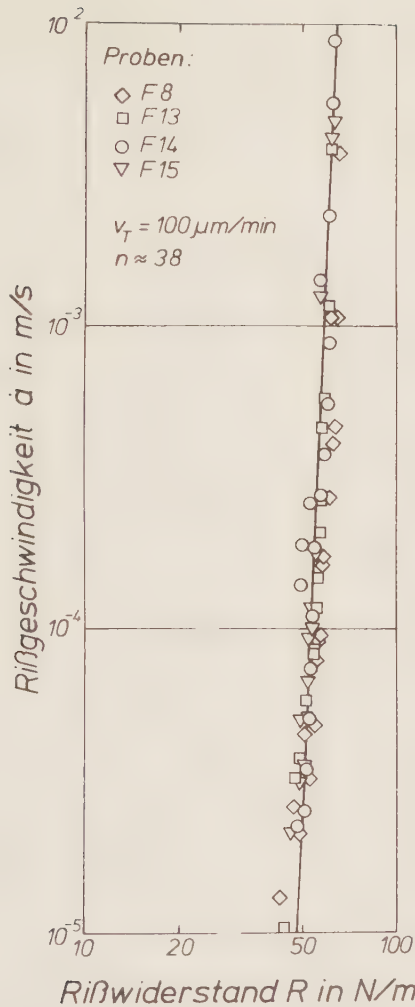


Abb.42: Rißausbreitungsverhalten an angerissenen Al_2O_3 -Proben bei sehr großer Prüfgeschwindigkeit, nach Kf /50/.

det, wenn die mit geradem Sägeschnitt versehenen Proben zunächst ähnlich wie beim Spitzkerb angerissen werden und, nach vollständigem Entlasten, bei sehr großer Prüfgeschwindigkeit gebrochen

werden. Abb.42, die der Diplomarbeit Kříž entnommen wurde, zeigt über drei Zehnerpotenzen in $\dot{a}$ einen eindeutigen Zusammenhang zwischen $\dot{a}$ und K . Dabei liegen die Werte des Rißwiderstands in einem Bereich, der etwa dem Plateau bei großen Rißlängen des Cr_2O_3 -dotierten Material entspricht. Der von Kříž gefundene Exponent n ist aber immer noch kleiner als der schon zitierte Wert bei Evans /49/.

5.2.5.4 Reines Aluminiumoxid, Hersteller Fa. Feldmühle

An diesem Material, dessen Eigenschaften bis auf die etwas geringere mittlere Korngröße denen des selbsthergestellten Al_2O_3 entsprechen, wurden Versuche mit dem hydraulischen Antrieb durchgeführt. Die wiederum mit einem geraden Sägeschnitt versehenen Proben (Abmessungen in mm: $B = 3,5$, $W = 6,9$, $l = 59$, $e = 10$, $a_0 = 4,6$) wurden während der Rißausbreitung durch Umkehr der Bewegungsrichtung des Druckstempels entlastet und anschließend wieder belastet. Abb.43 zeigt ein Kraft-Durchbiegungs-Diagramm einer solchen Versuchsserie. Die Pfeile markieren den jeweiligen Punkt der Bewegungsumkehr. Im Gegensatz zu den Versuchen bei den beiden Hartmetallen mit höherem Co-Gehalt, bei denen die Entlastungskurve als Gerade in Richtung Koordinatenursprung verlief, sind hier deutliche Relaxationerscheinungen festzustellen. Weiterhin fällt auf, daß die Entlastungskurven bei $P = 0$ einen positiven Weg-Achsenabschnitt aufweisen, der umso größer ist, je weiter die Rißverlängerung fortgeschritten ist. Beim anschließenden Belasten findet man zunächst einen steileren Anstieg, dessen Steigung viel zu kleinen Rißlängen entsprechen würde. Erst bei größeren Kraftwerten wird die der tatsächlichen Rißlänge *) entsprechende Nachgiebigkeit erreicht, die durch die eingezeichneten Geraden dargestellt ist.

Der Verlauf des Rißwiderstands bei dem in Abb.43 dargestellten Experiment ist zusammen mit einer Messung bei konstanter Prüfgeschwindigkeit in Abb.44 abgebildet. Die Rißausbreitung nach dem ersten Zyklus findet bei deutlich höheren Rißwiderständen statt, auch nach dem zweiten Entlasten ist ein verstärkter Anstieg zu beobachten. Der Rißwiderstand der Vergleichsprobe er-

*) An einigen Proben wurde die Rißfront nach Entlasten mit einer Diffusionsfarbe markiert und nach dem Trocknen optisch vermessen.

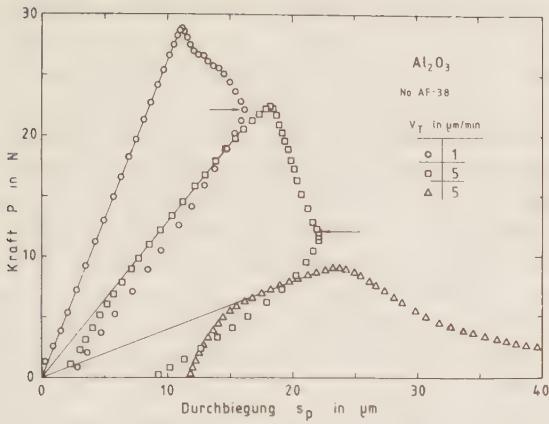


Abb.43: Kraft-Durchbiegungsdiagramm eines Bruchversuchs mit zweimaliger Entlastung, die bei den Pfeilen beginnt.

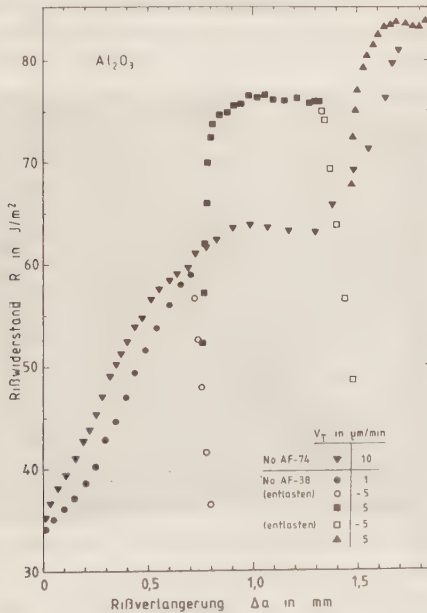


Abb.44: Rißwiderstandsverlauf des Bruchversuchs aus Abb.43 zusammen mit einer bei festem v_T gebrochenen Vergleichsprobe.

reicht dagegen erst bei sehr großen Rißverlängerungen ähnlich hohe Werte wie nach dem ersten Entlasten die Probe AF 38.

Während das Relaxationsverhalten in 5.3 diskutiert wird, soll hier auf die zu kleinen Anfangsnachgiebigkeiten nach dem Entlasten und die damit verbundenen positiven Weg-Achsenabschnitte eingegangen werden. Abb.45 zeigt die REM-Aufnahme einer Bruchfläche von Lucalox, die ein gelockertes Korn aufweist. Außerdem wurde bei geeigneter Beleuchtung an vielen Al_2O_3 -Proben beobachtet, daß aus fast völlig durchgebrochenen Proben, die von Hand ganz getrennt wurden, dabei staubartig Körner herausfallen. Wenn gelockerte und teilweise aus ihrer ursprünglichen Lage herausgezogenen Körner auf der Bruchfläche vorkommen, so ist ein vollständiges, reversibles Schließen der Risse alleine deswegen nicht möglich. Durch die Keilwirkung dieser Körner bleibt der äußerlich entlastete Riß geöffnet, die Probe steht unter Spannung. Beim nachfolgenden Belasten werden durch zunehmendes Öffnen des Risses die Körner langsam wieder entlastet, so daß bei großen Kräften die der Rißlänge entsprechende Nachgiebigkeit meßbar wird.

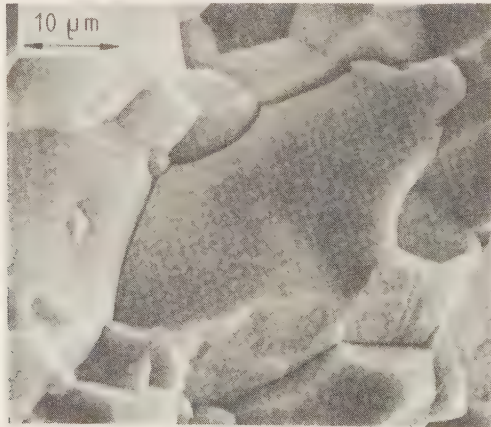


Abb.45: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Ausschnitts der Bruchfläche von Lucalox.

5.3 Vergleichende Diskussion der unterschiedlichen Rißausbreitungsverhalten

Die in 5.2 dargestellten Ergebnisse lassen sich zunächst in zwei Gruppen einteilen, eine, in der bei konstanten Umgebungsbedingungen ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Rißwiderstand und Rißgeschwindigkeit (Glas und Si_3N_4) oder gar ein konstanter Wert des Rißwiderstands (Hartmetall mit 6 % Co) gefunden wird, und eine zweite Gruppe, deren Werkstoffe ein von den Versuchsbedingungen zusätzlich beeinflusstes Rißausbreitungsverhalten aufweisen.

Das Bruchverhalten von Glas wird zum einen durch den korrosiven Einfluß von H_2O bestimmt, wobei die an die Rißspitze gelangenden H_2O - Moleküle eine Erniedrigung des Rißwiderstands bewirken, /17/. Der Vakuumast kann im Sinne von /12/ als Ausdruck eines thermisch aktivierten, durch die Energiefreisetzungsrates gesteuerten Prozesses verstanden werden. Ähnliches gilt für das Si_3N_4 , wobei jedoch die mikroskopisch dreidimensionale Bruchfläche eine zusätzliche Rolle spielen sollte: gegenüber Einkristallwerten müßten die gemessenen Rißwiderstände deutlich erhöht sein. Für diese erste Werkstoffgruppe ist es offenbar unerheblich, daß im Biegeversuch keine stationäre Rißausbreitung mit konstanter Rißgeschwindigkeit wie etwa bei der DT-Probe oder der rißgeschwindigkeitsgesteuerten DCB-Probe /46/ möglich ist.

In der zweiten Gruppe ist eine weitere Unterteilung nötig, nämlich in Hartmetalle einerseits und Porzellan und Al_2O_3 -Keramiken andererseits.

Die Ergebnisse an den 9 und 15 % Co enthaltenden Hartmetallen könnten durch die mit dem Co-Gehalt wachsende Duktilität bedingt sein. Zusätzlich zur Abhängigkeit von der Rißgeschwindigkeit dürften die zunehmenden Werte des Rißwiderstands durch einen zunehmend größeren Volumenbereich um die Rißspitze bedingt sein, in dem Energie durch plastische Verformung dissipiert werden kann. Die Abhängigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit kann man sich plausibel machen, wenn man sich die zeitabhängige Versetzungsbewegung und den durch den unterschiedlichen Volumenanteil des Co begrenzten Laufweg der Versetzungen vor Augen hält. Bei hohen Prüfgeschwindigkeiten würde sich dann keine so große plastische Zone ausbilden wie bei niedrigen, damit wäre

bei hohen Prüfgeschwindigkeiten auch der Reißwiderstand geringer. Der Wechsel der Prüfgeschwindigkeit würde ein Übergangsverhalten bedingen, das beim 15 % Co enthaltenden Material einen größeren Bereich der Reißverlängerung überstreichen würde und somit für die stärkere Streuung dieser Ergebnisse verantwortlich wäre.

Das gemessene Reißausbreitungsverhalten der Al_2O_3 -Keramiken ist offenbar beeinflusst durch die Verwendung des geraden Sägeschnitts als Anfangsreißlänge. Bei Pabst /31/ wird der Sägeschnitt als einfacher und, bei genügend feinen Schnitten auch als hinreichender Ersatz für einen Griffith-Reiß geschildert. Dabei geht man davon aus /16/, daß der Verrundungsradius im Kerbgrund von der Größenordnung der Prozeßzone sein sollte, einem Bereich, der der plastischen Zone bei Metallen entspricht, in dem jedoch Mikrorisse den Abbau lokal sehr hoher Spannungen gemäß den Sneddon'schen Gleichungen /7/ bewirken. Bei zu großem Kerbrundungsradius sollte der etwa bei Glas beobachtete Effekt auftreten, daß nach überhöhter maximaler Kraft eine plötzliche, unkontrollierte Reißausbreitung stattfindet. Das Ausbleiben dieses Effekts bei den Al_2O_3 -Keramiken könnte allerdings auch durch die beim Sägen auftretende Schädigung des Kerbgrunds /51/ bedingt sein, bei der kleine, scharfe Risse erzeugt werden. Dies würde auch die festgestellte Tendenz erklären, daß die gemessenen Anfangsnachgiebigkeiten im Vergleich zu den aus der Länge des Sägeschnitts berechneten eher etwas größer ausfallen.

Der Anstieg des Reißwiderstands könnte auch durch eine zunehmende Größe der wahren Bruchoberfläche bedingt sein. Aus Höhenprofilen, die mit Hilfe des Perthometers parallel und senkrecht zur Reißausbreitungsrichtung aufgenommen wurden, läßt sich jedoch keine derartige Tendenz ablesen. In vereinzelten Fällen kann an polierten Seitenflächen eine größere Reißverzweigung /30/ beobachtet werden. Damit ist in der Tat eine Erhöhung des Reißwiderstands verbunden, jedoch können solche eher zufälligen Ereignisse angesichts der hohen Reproduzierbarkeit etwa der Messungen am chromdotierten Al_2O_3 keine beherrschende Rolle spielen.

Für eine weitgehend konsistente Deutung liefert Abb.46 wesentliche Argumente: diese REM-Aufnahme einer Lucalox-Bruchfläche zeigt neben einem Überwiegend interkristallinen Bruchverlauf

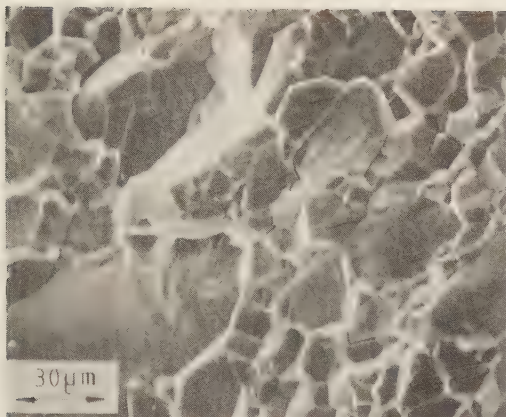


Abb.46: REM-Aufnahme einer Bruchfläche von Lucalox. Neben vorwiegend interkristallinem Bruchverlauf sind einige Mikrorisse erkennbar.

an vereinzelt Stellen Mikrorisse. Diese Mikrorisse sind, wie umfangreiche Bildmontagen beweisen, statistisch über die gesamte Bruchoberfläche verteilt; eine leichte Häufung kann in der Nähe großer Körner festgestellt werden.

Im Bilde der Prozeßzone bietet sich folgende Interpretation an: Um die "Front" eines natürlichen Risses bildet sich eine Zone des ungefähren Radius r_p aus, in der durch Entstehung von Mikrorissen ein Spannungsabbau auf den Wert σ_m stattgefunden hat. Diese mittlere Spannung ist durch den Gefügaufbau und, bei interkristallinem Bruchverlauf, durch die Verunreinigungen der Korngrenzen bestimmt. Der zugehörige Rißwiderstand ergibt sich analog zu /15/ :

$$R \propto \frac{\sigma_m^2}{E} \cdot r_p$$

Ein Anstieg des Rißwiderstands ist in diesem Bild mit einer Vergrößerung des Radius r_p der Prozeßzone verbunden. Aus Messungen der Schallemission während der Rißausbreitung im Biegeversuch /14/ ergibt sich tatsächlich eine stärker als linear mit der Rißverlängerung ansteigende Impulssumme, das heißt die Anzahl der

Impulse pro Rißverlängerungsintervall nimmt zu. Wenn man davon ausgeht, daß die Anzahl der registrierten Impulse proportional der Anzahl gebrochener Korngrenzen ist, so kann die verstärkte Schallemission als Bestätigung der Hypothese einer sich vergrößernden Prozeßzone angesehen werden.

Bei Buresch /15/ wird von einer kritischen Größe dieser Prozeßzone gesprochen, durch die der K_{IC} -Wert bestimmt ist. Dabei geht man davon aus, daß diese kritische Größe bei der maximal erreichten Kraft vorhanden sei. Aus den Messungen an Porzellan und an Al_2O_3 muß jedoch geschlossen werden, daß diese charakteristische Größe sich erst nach einer gewissen Rißausbreitung einstellt, beim Porzellan sind dies etwa 0,8 bis 1mm (bei dem verwendeten Sägeschnitt).

Im Falle der Al_2O_3 -Keramiken liegen die Verhältnisse wohl etwas komplizierter. Dies ist darauf zurückzuführen, daß infolge der Anisotropie der thermischen Ausdehnung und des elastischen Verhaltens der Einkristalle beim Abkühlen von der Sinter-temperatur Spannungen entstehen, die in Abwesenheit einer zumindest bei höheren Temperaturen viskosen Glasphase nicht abgebaut werden können; selbst Korngrenzengleiten dürfte unterhalb 1000 - 1300°C keine Rolle mehr spielen /52/. Somit sind bei Raumtemperatur viele Korngrenzen als Rißkeime anzusehen, die bei geeigneter Orientierung durch die äußere Belastung zu sich öffnenden Mikrorissen werden können. Diese Vorstellung macht das Relaxationsverhalten beim Entlasten verständlich; die Spannungen im Bereich der Rißspitze sind dort immer noch groß genug, um weitere Mikrorisse zu erzeugen. Bei den Untersuchungen von Kříž hatte sich gezeigt, daß schon bei etwa 60 % der maximal erreichten Kraft die Emission von Schall beginnt. Weiterhin muß davon ausgegangen werden, daß die mit der Bildung von primären Mikrorissen verbundene Spannungsumverteilung andernorts sekundäre Mikrorißbildung induzieren kann.

Der verstärkte Anstieg des Rißwiderstands oberhalb $X \approx 0,95$ kann als Ausdruck einer Wechselwirkung der Prozeßzone mit der nahen Probenoberfläche gedeutet werden, die von dem Auswertungsverfahren nicht berücksichtigt werden kann.

5.4 *Schlußbemerkung*

Aus dem Bruchverhalten des Al_2O_3 ergeben sich weitere Konsequenzen für die Messung des Bruchwiderstands K_{IC} . Mußte auf Grund bruchmechanischer Überlegungen für Werkstoffe, deren Rißwiderstand von der Rißgeschwindigkeit abhing, die Erreichung einer bestimmten Rißgeschwindigkeit bei der K_{IC} -Messung gefordert werden, so können bei Materialien wie den hier untersuchten Al_2O_3 -Keramiken **trotzdem** noch stark unterschiedliche Ergebnisse erhalten werden, je nach Länge des natürlichen Anrisses bei Erreichen maximaler Kraft. Umgekehrt treten bei der Beurteilung des Festigkeitsverhaltens eines keramischen Bauteils auf Grund eines K_{IC} -Werts oder von Rißausbreitungsmessungen Schwierigkeiten auf. Hier spielen sehr kleine Oberflächenrisse oder Poren, um die sich noch keine Prozeßzone gebildet hat, eine festigkeitsbestimmende Rolle.

6 Zusammenfassung

Basierend auf der linear elastischen Bruchmechanik werden die Eigenschaften des weggeregelten Biegebruchversuchs dargestellt unter Berücksichtigung eines aus der Literatur bekannten Rißausbreitungsverhaltens keramischer Werkstoffe. Daraus werden Kriterien abgeleitet, die zur Erzielung langsamer Rißausbreitung erfüllt werden müssen.

Weiterhin werden die Methoden zur Bestimmung der Bruchkenngrößen K_{IC} und γ_F einer kritischen Betrachtung unterzogen und bei von der Rißgeschwindigkeit abhängigem Bruchverhalten die Einflüsse der Versuchsführung diskutiert. Es wird ein einfaches Verfahren vorgeschlagen, das eine bessere Vergleichbarkeit gemessener " K_{IC} -Werte" ermöglichen soll.

Der experimentelle Teil wird eingeleitet mit der Beschreibung einer neuen Auswertemethode, die im Biegeversuch die Messung des von Rißverlängerung und Rißgeschwindigkeit abhängigen Rißausbreitungsverhaltens ermöglicht.

Mit diesem Verfahren wurde eine Reihe spröder Werkstoffe wie Fensterglas, einige Hartmetalle, heißgepreßtes Si_3N_4 , Porzellan und einige zum Teil selbsthergestellte Al_2O_3 -Keramiken untersucht.

Gute Übereinstimmung mit Literaturwerten wurde für das Glas festgestellt. Si_3N_4 und mit Einschränkungen Porzellan zeigen ein nur von der Rißgeschwindigkeit abhängiges Verhalten, während bei den Hartmetallen mit zunehmendem Co-Gehalt die Duktilität dieser Bindephase eine wachsende Rolle spielt. Das Rißausbreitungsverhalten von Al_2O_3 erweist sich als sehr komplex und von den Versuchsparametern abhängig; eine Deutung wird versucht im Bilde eines die Rißfront umgebenden Bereichs mit Mikrorissen, dessen Größe sich während der Rißausbreitung verändert.

7 Anhang

Bei der Anpassung einer Gerade an eine Punktemenge $(x_i | y_i)$ mit $i = 1 \dots N$ wird üblicherweise /53/ von der Geradenform

$$y = a_0 + a_1 x$$

ausgegangen und für den interessierenden Steigungswert a_1 die Beziehung

$$a_1 = \frac{N \sum x_i y_i - \sum x_i \sum y_i}{N \sum x_i^2 - \sum x_i \sum x_i}$$

erhalten, wobei die Summation immer von 1 bis N erfolgt.

Vertauscht man die Koordinaten und geht von der Form

$$x = b_0 + b_1 y$$

aus, so erhält man für b_1

$$b_1 = \frac{N \sum x_i y_i - \sum x_i \sum y_i}{N \sum y_i^2 - \sum y_i \sum y_i} .$$

Der Korrelationskoeffizient r , der angibt, wie gut die Punkte auf einer Geraden liegen und im besten Fall den Wert 1 annimmt, ist durch

$$r^2 = a_1 \cdot b_1$$

definiert. Da mit zunehmender Streuung der Punkte r kleiner als 1 wird, erhält man von der Wahl des Koordinatensystems abhängige Steigungswerte, da ja $a_1 \cdot b_1 < 1$ gilt. Dies ist auch aus der Asymmetrie der Gleichungen für a_1 und b_1 bezüglich der Vertauschung von x und y verständlich.

Das hier verwendete Verfahren geht aus von der Hesse'schen Normalform, die für den Abstand d eines Punkts von der Geraden $y = m \cdot x + t$ liefert

$$d = \frac{y_i - m \cdot x_i - t}{\sqrt{m^2 + 1}} .$$

Wenn man diese echten Abstandsquadrate minimalisiert, so erhält

man für die Steigung m

$$m = \frac{-\tau + \sqrt{\tau^2 + 4\omega^2}}{2 \cdot \omega}$$

mit den Abkürzungen

$$\tau = \left(\sum x_i^2 - \frac{\sum x_i \cdot \sum x_i}{N} \right) - \left(\sum y_i^2 - \frac{\sum y_i \cdot \sum y_i}{N} \right)$$

$$\omega = \sum x_i \cdot y_i - \frac{\sum x_i \cdot \sum y_i}{N}$$

Dieser Steigungswert m ist symmetrisch in x und y und entspricht ungefähr dem Mittelwert aus a_1 und $1/b_1$.

Für den Achsenabschnitt t erhält man

$$t = \frac{\sum y_i - m \cdot \sum x_i}{N}$$

Literaturverzeichnis

- /1/ A.O. Evans, T.G. Langdon, *Progress Mater. Sci.* 21 (1976) 171-441
- /2/ A.V. Virkar, R.S. Gordon, *J. Amer. Ceram. Soc.* 59 (1976) 68-71
- /3/ J. Nakayama, *J. Amer. Ceram. Soc.* 48 (1965) 583-587
- /4/ R.W. Davidge, G. Tappin, *J. Mater. Sci.* 3 (1968) 165-173
- /5/ A.A. Griffith, *Phil. Trans. Roy. Soc. Lond.* 221 (1920) 163-198
- /6/ G.C. Sih, *Eng. Fract. Mech.* 5 (1973) 365-377
- /7/ D. Broek, "Elementary Engineering Fracture Mechanics", Sijthoff & Noordhoff, Alphen aan den Rijn (1978)
- /8/ J.P. Berry, *J. Mech. Phys. Sol.* 8 (1960) 104-216
- /9/ J. Eftis, H. Liebowitz, *Eng. Fract. Mech.* 8 (1976) 459-485
- /10/ B.R. Lawn, *J. Mater. Sci.* 10 (1975) 469-480
- /11/ C. Hsieh, R. Thomson, *J. Appl. Phys.* 44 (1973) 2051-2063
- /12/ J.C. Pollet, S.J. Burns, *Int. J. Fract.* 13 (1977) 667-679
- /13/ B. Ilchner, "Hochtemperaturplastizität", Springer, Berlin (1973)
- /14/ K. Kríž, F.W. Kleinlein, *Ber. Dt. Keram. Ges.* 57 (1980) in Druck
- /15/ F.E. Buresch, in: "Fract. Mech. Ceramics" 4, R.C. Bradt, D.P.H. Haselmann, F.F. Lange (Eds), Plenum, N.Y. (1978) 835-847
- /16/ V. Weiss, in "Fracture" 3, H. Liebowitz (Ed), Academic Press, N.Y. (1971) 227-264
- /17/ B.R. Lawn, T.R. Wilshaw, "Fracture of Brittle Solids", Cambridge Univ. Press, Cambridge (1975)
- /18/ R.W. Davidge, "Strength of Ceramics", Cambridge Univ. Press, Cambridge (1978)
- /19/ G.R. Irwin, "Fracture", in: *Hdb. d. Physik* 6, S. Flügge (Ed) Springer, Berlin (1958) 551-590
- /20/ W.F. Brown, J.E. Srawley, "Plane Strain Fracture Toughness Testing of High-Strength Metallic Materials" ASTM STP 410, Philadelphia (1966)
- /21/ J.D. Lubahn, in: *Proc. ASTM* 59, Philadelphia (1959) 885-913
- /22/ I. Szabó, "Höhere Technische Mechanik", Springer, Berlin (1977) 24
- /23/ W.K. Wilson, *Eng. Fract. Mech.* 9 (1970) 168-171
- /24/ H. Hübner, H. Schuhbauer, *Eng. Fract. Mech.* 9 (1977) 403-410
- /25/ D. Munz, R.T. Bursay, J.L. Shannon, *J. Amer. Ceram. Soc.* 63 (1980) in Druck
- /26/ J.I. Bluhm, *Eng. Fract. Mech.* 7 (1975) 593-604
- /27/ H.G. Tattersall, G. Tappin, *J. Mater. Sci.* 1 (1966) 296-301

- /28/ F.Kerkhof, Sprechsaal 110(1977)392-397
- /29/ S.W.Freiman, J.J.Mecholsky, R.W.Nice, J.C.Murst, J.Amer.Ceram.
Soc.58(1975)404-409
- /30/ H.Hübner, W.Jillek, J.Mater.Sci.12(1977)117-125
- /31/ R.F.Pabst, in: "Fract.Mech.Ceram.2, (Eds.R.C.Bradt et al.)
Plenum Press, New York, (1974)555-565
- /32/ H.Schuhbauer, Diplomarbeit, Univ.Erlangen (1975)
- /33/ J.A.Coppola, D.P.H.Hasselmann, R.C.Bradt, Bull.Amer.Ceram.Soc.
(1973)578
- /34/ G.Himsolt, H.Knoch, H.Hübner, F.W.Kleinlein, J.Amer.Ceram.Soc.
62(1979)29-32
- /35/ J.Conqleton, N.J.Petch, Acta Met.14(1968)1179-1182
- /36/ F.Kohlrausch, "Praktische Physik", 3, Teubner, Stuttgart (1968)44
- /37/ L.D.Landau, E.M.Lifschitz, "Lehrbuch der theoretischen Physik"
7, Elastizitätstheorie, Akademie Verlag Berlin
(1966)
- /38/ F.Förster, Z.Metallkde,29(1937)109-115
- /39/ S.Spinner, W.E.Tefft, Proc.ASTM 61(1961)1221-1238
- /40/ G.Pickett, Proc.ASTM 45(1945)846-865
- /41/ E.Goens, Ann.Phys.11(1931)649-678
- /42/ H.E.Rosinger, I.G.Ritchie, A.J.Shillinglaw, Mater.Sci.Eng.16
(1974)143-154
- /43/ E.Underwood, "Quantitative Stereology", Addison-Wesley,
Reading, Mass.(1970)
- /44/ U.Engel, Diplomarbeit Univ.Erlangen(1976)
- /45/ S.M.Wiederhorn, J.Amer.Ceram.Soc.50(1967)407
- /46/ H.Richter, Wissenschaftl.Bericht 9/74, Inst.f.Festkörperme-
chanik, Freiburg (1974)
- /47/ U.Engel, H.Hübner, J.Mater.Sci.13(1978)2003-2012
- /48/ H.Hübner, W.Strobl, Ber.Dt.Keram.Ges.54(1977)401-404
- /49/ A.G.Evans, M.Linzer, L.R.Russell, Mater.Sci.Eng.15(1974)253-61
- /50/ K.Kriz, Diplomarbeit Univ.Erlangen(1977)
- /51/ L.A.Simpson, J.Amer.Ceram.Soc.57(1974)151-154
- /52/ J.E.Blendell, R.L.Coble, R.J.Charles, Int.Material Symposium
Univ.California, Berkeley (1978)
- /53/ M.R.Spiegel, "Statistik", Schaum's Outline Series, McGraw Hill
New York (1976)

Die vorliegende Arbeit wurde am Lehrstuhl I des Instituts für Werkstoffwissenschaften der Universität Erlangen-Nürnberg durchgeführt.

Herrn Professor Dr.B.Ilschner danke ich besonders für sein Interesse am Fortgang der Arbeit.

Weiter gilt mein Dank

den wissenschaftlichen Mitgliedern der Arbeitsgruppe Sprödbrech für viele anregende Diskussionen,

den technischen Mitarbeitern, die in vielfältiger Weise das Gedeihen der Arbeit unterstützt haben,

der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Bereitstellung von Sach- und Personalmitteln.

Lebenslauf

Ich wurde am 8. September 1945 zu Windsheim in Bayern geboren als Sohn des Facharzts Dr. Friedrich W. Kleinlein und dessen Ehefrau Anna, geborene Reger. Nach der Grundschule besuchte ich ebenfalls in Fürth das Hardenberg-Gymnasium, an dem ich am 19. Juli 1966 die Reifeprüfung ablegte. Mit dem Wintersemester 66/67 begann ich an der Universität Erlangen-Nürnberg das Studium der Physik, das ich am 23. Mai 1973 mit der Diplom-Hauptprüfung abschloß. Im September dieses Jahres wurde ich wissenschaftlicher Mitarbeiter an einem von der DFG geförderten Forschungsprojekt, das sich mit dem Bruchverhalten und der Kriechfestigkeit von Aluminiumoxid mit Legierungszusätzen befaßte. Seit April 1978 bin ich wissenschaftlicher Assistent am Lehrstuhl 1 des werkstoffwissenschaftlichen Instituts in Erlangen.

